(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2009 年3 月5 日 (05.03.2009)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2009/028736 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 37/04 (2006.01) *C21C 1/10* (2006.01)
B22D 27/20 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2008/066028

(22) 国際出願日: 2008 年8 月29 日 (29.08.2008)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願2007-226851 2007 年8 月31 日 (31.08.2007) JP
特願2008-008180 2008 年1 月17 日 (17.01.2008) JP
特願2008-116431 2008 年4 月25 日 (25.04.2008) JP

(71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 株式会社豊田自動織機 (KABUSHIKI KAISHA TOYOTA JIDOSHOKKI) [JP/JP]; 〒4488671 愛知県刈谷市豊田町２丁目１番地 Aichi (JP). 三重県 (MIE PREFECTURE) [JP/JP]; 〒5140006 三重県津市広明町１３番地 Mie (JP).

(72) 発明者; および

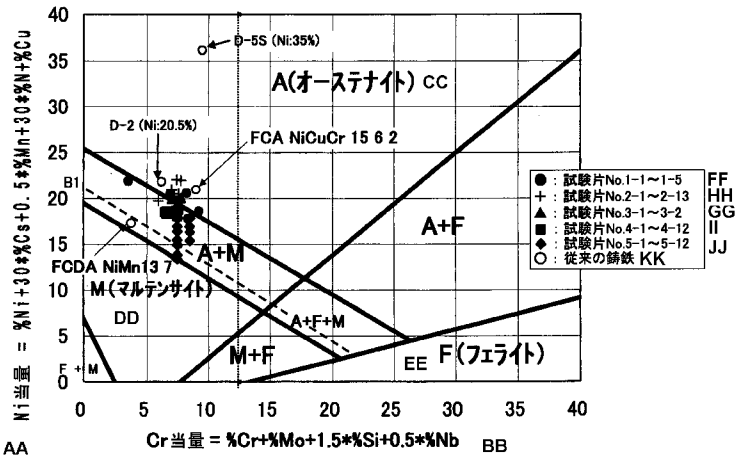
(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 杉山知平 (SUGIYAMA, Tomohei) [JP/JP]; 〒4488671 愛知県刈谷市豊田町２丁目１番地株式会社豊田自動織機内 Aichi (JP). 石川学 (ISHIKAWA, Manabu) [JP/JP]; 〒4488671 愛知県刈谷市豊田町２丁目１番地株式会社豊田自動織機内 Aichi (JP). 磯村広之 (ISOMURA, Hiroyuki) [JP/JP]; 〒4488671 愛知県刈谷市豊田町２丁目１番地株式会社豊田自動織機内 Aichi (JP). 小嶋守 (KOJIMA, Mamoru) [JP/JP]; 〒4488671 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 Aichi (JP). 山本直樹 (YAMAMOTO, Naoki) [JP/JP]; 〒4488671 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 Aichi (JP). 木下恭一 (KINOSHITA, Kyoichi) [JP/JP]; 〒4488671 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 Aichi (JP). 藤川貴朗 (FUJIKAWA, Takao) [JP/JP]; 〒5110937 三重県桑名市大字志知字西山２０８ Mie (JP).

[続葉有]

(54) **Title:** AUSTENITIC CAST IRON, PROCESS FOR MANUFACTURING THE SAME, AUSTENITIC CAST IRON CASTINGS, AND EXHAUST SYSTEM PARTS

(54) 発明の名称: 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および排気系部品

図 2



AA Ni EQUIVALENT = %Ni+30*%Cs+0.5%*Mn+30*%N+%Cu
BB Cr EQUIVALENT = %Cr+%Mo+1.5*%Si+0.5*%Nb
CC A(AUSTENITE)
DD M(MARTENSITE)
EE F(FERRITE)
FF TEST PIECES Nos. 1-1 - 1-5
GG TEST PIECES Nos. 2-1 - 2-13
HH TEST PIECES Nos. 3-1 - 3-2
II TEST PIECES Nos. 4-1 - 4-12
JJ TEST PIECES Nos. 5-1 - 5-12
KK CONVENTIONAL CAST IRON

(57) **Abstract:** An austenitic cast iron containing Ni: 7 to 15% by mass, characterized by having contents of Cr, Ni and Cu (except C and Si) controlled within prescribed ranges respectively and thereby comprising a matrix structure whose main phase is austenite even in an ordinary temperature range. The invention makes it possible to manufacture an austenitic cast iron excellent in oxidation resistance and so on at a low cost while reducing the quantity of expensive Ni used.

(57) 要約: 本発明のオーステナイト系鋳鉄は、Ｎｉ：７～１５質量％であって、ＣおよびＳｉ以外のＣｒ、ＮｉおよびＣｕの各組成を所定の範囲内に調整することで、常温域でもオーステナイト相を主相とする基地組織からなることを特徴とする。本発明によれば、高価なＮｉ量を低減しつつ、耐酸化性等に優れるオーステナイト系鋳鉄を安価に得ることができる。

WO 2009/028736 A1

(74) 代理人: 大川宏 (OHKAWA, Hiroshi); 〒4500002 愛知県名古屋市中村区名駅３丁目２番５号 Aichi (JP).

(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MT, NL, NO, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:
— 国際調査報告書

明細書

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および排気系部品

技術分野

〔０００１〕

本発明は、耐熱性等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および排気系部品に関する。

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Ｃがγ鉄中の最大固溶限（約２質量％）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。このような鋳鉄を合金鋳鉄といい、特に、合金元素量の多い鋳鉄を高合金鋳鉄という。この高合金鋳鉄には、通常、晶出する基地の結晶構造の相違により、フェライト系鋳鉄とオーステナイト系鋳鉄に大別される。

〔０００４〕

なかでもオーステナイト系鋳鉄は、高温域は勿論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、延性や靭性等に優れる。

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鋳鉄が多用される。例えば、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。

〔０００５〕

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

〔０００６〕

従来のオーステナイト系鋳鉄は、オーステナイト安定化元素であるＮｉを多量含有させることで（例えば、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鋳鉄からなる鋳物は非常に高コストであった。

〔０００７〕

確かに、ニレジスト（ＪＩＳ　ＦＣＤＡ　ＮｉＭｎ１３７相当）のように、Ｎｉ含有量が比較的少ないオーステナイト系鋳鉄も公知となっている。しかし、ニレジスト（ＪＩＳ　ＦＣＤＡ　ＮｉＭｎ１３７相当）は、耐酸化性が劣る。また、ニレジストをＸ線解析（ＸＲＤ）で観るとオーステナイト率１００％となるが、実際には、図５の写真（左側２枚の写真）を見ると分かるように、Ｆｅ基地中にオーステナイト組織の他に層状炭化物が存在する層状組織（細長い棒状の構造物が複数並び、縞模様が見える組織構造）となっている。従って、ニレジストはもはやオーステナイト相が単相とは言えない組織構造をしている。

〔０００８〕

ちなみに、オーステナイト組織の他に層状（若しくは針状）炭化物が存在していると、加熱された際に、オーステナイトよりも熱膨張係数の大きいそれら炭化物がオーステナイトよりも膨張することで、オーステナイトに引張応力が生じる。このため、ニレジスト（ＪＩＳ　ＦＣＤＡ　ＮｉＭｎ１３７相当）が自動車の排気系部品のような、高温と常温に

繰り返し曝される部材に用いられた場合、オーステナイト組織に引張応力が繰り返し発生することで、オーステナイト組織にクラックが発生するおそれがある。さらに、フェライト相に比べオーステナイト相は炭素固溶量が大きい。このため、フェライト⇒オーステナイトの変態の際にオーステナイト化に伴って周囲の黒鉛を溶解・固溶するようになり、黒鉛部分に空隙を作りやすくなり、鋳物の強度の劣化を促進する。さらに、冷却時には再びフェライト相に戻ることで過飽和なCによるチル化が促進され、冷熱サイクルに伴いチル相の増大、それに伴う脆化、体積膨張が懸念される。

また、オーステナイト組織の他に層状炭化物等が存在する不安定な組織構造であると、切削加工時に非常に硬い加工誘起マルテンサイトが現れ、加工性が悪くなるとういう欠点も有している。

〔０００９〕

また、上記の二レジストよりもさらに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鋳鉄が下記の特許文献に開示されている。

特許文献１：特開昭５８－２７９５１号公報

発明の開示

［発明が解決しようとする課題］

〔００１０〕

上記の特許文献１は、オーステナイト系鋳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１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充分なレベルにまで高めることは現実的ではない。

〔００１１〕

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の含有量の少ないオーステナイト系鋳鉄であって、熱疲労強度等に優れるのみならず耐酸化性にも優れる低コストな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さらにはそのオーステナイト系鋳物の一つである排気系部品も併せて提供することを目的とする。

［課題を解決するための手段］

〔００１２〕

本発明者はこの課題を解決すべく鋭意研究し、試行錯誤を重ねた結果、ニッケル（Ｎｉ）の含有量を低減させた場合でも、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）の含有量を調整することで、良好な特性を示すオーステナイト系鋳鉄を得ることに成功した。特に、Ｎｉ量を低減しつつも、Ｓｉ量を過剰に増加させることなく、Ｃｒ量および／またはＣｕ量を調整することで優れた耐酸化性を示すオーステナイト系鋳鉄を得ることができた。これらの成果を発展させることで、本発明者は以降に述べる種々の発明を完成させるに至った。

〔００１３〕

〈オーステナイト系鋳鉄〉

（１）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（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／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	：１～５	％
Ｓｉ	：２～６	％
Ｎｉ	：７～１５	％
Ｍｎ	：０．１～８	％
Ｃｕ	：２．５	％以下
Ｃｒ	：６	％以下
Ｃｒ＋Ｃｕ	：０．５	％以上

〔００１４〕

（２）先ず、本発明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地が得られないようにも思われる。しかし、本発明では、その少量のＮｉ量を前提としつつも、それ以外の合金元素であるＣ（特に、固溶炭素量Ｃｓ）、Ｓｉ、Ｃｒ、ＭｎおよびＣｕの各含有量を上記の各条件を満足する適切な範囲とすることで、オーステナイト相を得ることに成功した。

〔００１５〕

特に本発明のオーステナイト系鋳鉄では、適量のＣｒまたはＣｕを含有することにより、Ｓｉ量の上限を抑制しつつも、後述する酸化減量等で指標される耐酸化性を向上させている。

ここでＣｒは、オーステナイト系鋳鉄の表面付近に緻密なクロム酸化物からなる不働態皮膜を形成して、その耐酸化性を向上させたと考えられる。また、Ｃｒは、鋳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鋳鉄の高温耐力を向上させ得る。もっとも、Ｃｒが過多になると炭化物が増加して、シャルピー衝撃値等により指標される靭性や加工性が低下して好ましくない。そこで、本発明のオーステナイト系鋳鉄は、Ｃｒ量が０．５～４％であると好ましい。

さらにＣｒが含有されていると、ギブスの自由エネルギー表からも解るように、組織が安定して層状・針状炭化物が出現し難いという効果が

ある。

〔００１６〕

また、Ｃｕは、常温でオーステナイトと同様の結晶構造であるｆｃｃ構造を有し、ｂｃｃ構造のフェライトよりもより酸素を通しにくい稠密構造であって、ｆｃｃ構造をより安定にする効果がある。そして酸化皮膜にＣｕが入ることなく、酸化皮膜と金属との界面にＣｕが富化され、母相と違う格子状数を持つｆｃｃ構造となることで、Ｃｕは母相に侵入しやすいエネルギー状態をもつ酸素原子の侵入を防ぐバリア層効果を発揮することで、その耐酸化性を向上させたと考えられる。

また、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他、基地組織の結晶粒を微細化して高温耐力の向上させるのに有効な元素である。さらに、本発明者が鋭意研究した結果、Ｃｕは硬さを減少させる効果もあることが解り、Ｃｕを含有させることでオーステナイト系鋳物の加工性の向上を図れる。

もっとも、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、鋳鉄の強度等が低下したり、Ｃｕの包晶組織が出現して高温時の伸び性能が悪化する。従って、高温時の延性が悪化しない範囲でＣｕを含有すると好ましい。そこでＣｕの上限を例えば２．５％にするとよい。

本発明では、耐酸化性を向上させることを一つの目的としており、耐酸化性を向上させるＣｕとＣｒを足して０．５％以上入れることが好ましい。このＣｕ＋Ｃｒの下限は、１％、１．５％さらには２％であると好ましい。

そして、本発明のように、強度、耐熱性（耐酸化性を含む）、伸び、延性、靭性、加工性等をバランスよく備えたオーステナイト系鋳鉄を低コストで得る上で、Ｎｉ量を８～１４％とすると好適である。

〔００１７〕

〈オーステナイト系鋳物およびその製造方法〉

（１）本発明は、上述したオーステナイト系鋳鉄としてのみならず、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としても把握できる。本発明のオーステナイト系鋳物の一例として、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。

〔００１８〕

（２）さらに本発明は、そのオーステナイト系鋳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であっても良い。

〔００１９〕

（３）ところで、本発明のオーステナイト系鋳鉄（または鋳物）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。例えば、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。

〔００２０〕

そこで、本発明のオーステナイト系鋳物の製造方法は、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鋳鉄からなる鋳物が得られることを特徴とするものであっても良い。

〔００２１〕

〈付加的構成〉

本発明のオーステナイト系鋳鉄（オーステナイト系鋳物を含む）また

はその製造方法は、下記に示すような内容であってもよい。また、下記に列挙した構成中から任意に選択した一つまたは二つ以上の構成を上記の本発明にさらに付加されてもよい。

なお、下記から選択された構成は、複数の発明に重畳的かつ任意的に付加可能であることを断っておく。また、下記に示したいずれの構成もカテゴリーを越えて相互に適宜組合わせ可能である。例えば、オーステナイト系鋳鉄の組成に関する構成であれば、オーステナイト系鋳物にも、その製造方法にも関連することはいうまでもない。また、一見、「方法」に関する構成のように見えても、プロダクトバイプロセスとして理解すれば、「物」に関する構成ともなり得る。

〔００２２〕

（１）本発明のオーステナイト系鋳鉄は、Ｃ、Ｓｉ、Ｃｒ、Ｎｉ、ＭｎおよびＣｕからなる基本元素と、残部がＦｅ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、

ＣおよびＳｉの各含有量により与えられる下式の炭素当量（以下単に「Ｃeq」と表示する。）が下式の第１条件を満足すると共にＮｉの含有量が下式の第２条件を満足し、Ｃｕの含有量が下式の第３条件を満足し、

さらに、前記基地全体を１００％としたときに、

Ｎｉ、ＭｎおよびＣｕの各含有量とＦｅ中に固溶したＣである固溶炭素量（Ｃs）とにより与えられる下式のニッケル当量（以下単に「Ｎｉeq」と表示する。）と、ＣｒおよびＳｉの各含有量により与えられる下式のクロム当量（以下単に「Ｃｒeq」と表示する。）とが下式の第４条件および第５条件を満足する、組成範囲内にあることを特徴とする。

第１条件　：　2　≦ Ceq ≦　5

第２条件　：　7　≦ Ｎｉ ≦ １５　（％）

第３条件　：　0　≦ Ｃｕ ≦ ２．５　（％）

第４条件　：Ａ１・Ｃｒeq＋Ｂ１ ≦ Ｎｉeq ≦ ３０

（Ａ１ ＝ －０．８：Ｂ１＝２１．６）

第５条件　：　Ｃｒeq ≦ １３．５

炭素当量　：Ceq ＝Ｃ＋Ｓｉ／３

ニッケル当量：Ｎｉeq＝Ｎｉ＋３０・Cs＋０．５・Ｍｎ＋Ｃｕ

クロム当量　：Ｃｒeq＝Ｃｒ＋１．５Ｓｉ

〔００２３〕

（２）この本発明のオーステナイト系鋳鉄は、第２条件に示すように、鋳鉄全体としてＮｉ量をかなり少量にしている。このため、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の基地が得られるとは思われない。

しかし、本発明では、その少量のＮｉ量を前提としつつも、それ以外の合金元素であるＣ（特にCs）、Ｓｉ、Ｃｒ、ＭｎおよびＣｕの各含有量を上記の各条件を満足する適切な範囲とすることで、オーステナイト相を得ることに成功した。以下、本発明を規定する各条件について説明する。

〔００２４〕

先ず、本発明は、あくまでも共晶凝固を伴う鋳鉄であることから、炭素当量（Ceq）を第１条件のように規定した。

次に、本発明は、Ｎｉを低減したオーステナイト系鋳鉄であるから、Ｎｉ量を第２条件のように規定した。鋳鉄全体の組成として、第１条件を前提に第２条件を考えるだけでも、本発明のオーステナイト系鋳鉄は、従来の多くのオーステナイト系鋳鉄と区別され得る。

〔００２５〕

さらに本発明では、高温時の伸び性能に優れたオーステナイト系鋳鉄を得るために、Ｃｕ量を第３条件のように規定した。本発明者の実験の

結果、分析組成でＣｕを多く含んだオーステナイト鋳鉄は、Ｃｕ包晶が存在することが光学顕微鏡の観察により分かった。このＣｕ包晶がオーステナイト系鋳鉄の高温時の伸び性能を悪化させていると推測される。

〔００２６〕

また、本発明では、そのＮｉ量やＣeq を踏まえて、Ｆｅ合金からなる基地に着目した。すなわち、鋳鉄組織の中核をなす基地全体の組成を、基本元素から求まるニッケル当量（Ｎｉeq）およびクロム当量（Ｃｒeq）という指標を導入して、第４条件および第５条件により規定した。

〔００２７〕

今回の実験の結果、Ｃｕを上記範囲としても、上記の第４条件および第５条件を満たすオーステナイト鋳鉄は、オーステナイト中に層状組織が存在しないことが分かった。そして、オーステナイト中に層状組織が存在しないことから、熱疲労に強い材料であることが推測される。

〔００２８〕

この第４条件および第５条件のベースはシェフラーの組織図である。しかし、多くの有名な技術文献を参照すれば明らかなように、そもそもシェフラーの組織図は、溶接部に関する組成と溶接組織との関係、またはオーステナイト系ステンレス鋳鋼等に関する組成と組織の関係を示すものである。つまり、シェフラーの組織図は、本来、炭素含有量の多い鋳鉄組織に用いられるものではない。このことは、Ｎｉeq の換算に際して、固溶炭素量が用いられていることからも解る。

〔００２９〕

このような経緯を考慮すると、上記の第４条件および第５条件は、一見シェフラーの組織図と同等なようにも思えるが、シェフラーの組織図が本来想定しているような分野とは異なる鋳鉄分野において、本発明者の真摯な種々の実験から得られた全く新規な条件式であるといえる。従って、基本元素が上記の第１～５条件を満たす本発明のオーステナイト系鋳鉄は、従来の技術常識の延長上にはない、画期的な鋳鉄である。

なお、本発明のオーステナイト系鋳鉄が、その組織および組成からオ

ーステナイト鋳鉄のその他の優れた特性を示すことは勿論である。

〔００３０〕

（３）本発明のオーステナイト系鋳鉄は、前記第２条件に示したＮｉ量を前提にして、上述の規定方法以外に、または上述の規定方法と併せて、基本元素を構成する各合金元素を個別に、または種々組合わせて、その組成を複数の方法で特定することもできる。

例えば、Ｃeq の下限を２．１％さらには２．５％、その上限を４．５％さらには４．３％等としても良い。また、Ｃの下限を２．１％さらには２．５％、その上限を４．５％さらには４．３％、Ｓｉの下限を２％さらには３％、その上限を６％、５％さらには４．５％等としても良い。

〔００３１〕

また、Ｃｒの下限を０％、０．１％、０．２％、０．３％、０．５％、１％、１．２％、その上限を９％、７％、５％、４％、３％、２％等としても良い。

Ｃｕの下限を０％、０．１％、０．２％、０．３％、０．５％、０．７％、１％、その上限を２％、１．７％、１．５％、１．３％等としても良い。なお、本願明細書でＣｕの下限を０％というときは、０％≦Ｃｕのみならず０％＜Ｃｕをも意味する。

Ｍｎの下限を３％、４％、５％、その上限を１５％、１０％、９％、８％、７％としても良い。これら各元素の作用および組成の詳細は後述する。

〔００３２〕

なお、これらの上限および下限は、独立してまたは任意に組合わせて用いることができ、上限を下限とする範囲を設定したり、また、下限を上限とする範囲を設定することもできる。また、基本元素の組成が特定できる限り、各合金元素ごとの組成を任意に組合わせて用いることもできる。これらのことは本明細書において共通することである。

〔００３３〕

以上を踏まえて本発明のオーステナイト系鋳鉄を鋳鉄全体の組成で規定した一例を次に示す。すなわち、本発明は、Ｃ、Ｓｉ、Ｃｒ、Ｎｉ、ＭｎおよびＣｕからなる基本元素と、残部がＦｅ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、

前記基本元素は、前記鋳鉄全体を１００％（以下単に「％」と表示する。）とした

とき、ＣおよびＳｉの各含有量により与えられる下式の炭素当量（以下単に「Ｃeq」と表示する。）並びに、Ｎｉ、Ｃｕ、Ｓｉが下記に示す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としても規定される。

２　≦ Ｃeq　≦　５　　（％）

７　≦　Ｎｉ　≦　１５　　（％）

０　≦　Ｃｕ　≦　２．５　（％）

３　≦　Ｓｉ　≦　６　（％）

〔００３４〕

また、以上を踏まえて本発明のオーステナイト系鋳鉄を鋳鉄全体の組成で規定した他の一例を次に示す。すなわち、本発明は、本発明は、Ｃ、Ｓｉ、Ｃｒ、Ｎｉ、ＭｎおよびＣｕからなる基本元素と、残部がＦｅ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、

前記基本元素は、前記鋳鉄全体を１００％（以下単に「％」と表示する。）としたとき、ＣおよびＳｉの各含有量により与えられる下式の炭素当量（以下単に「Ｃeq」と表示す

る。）並びに、Ｎｉ、Ｃｕ、Ｃｒが下記に示す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としても規定される。

２　　≦ Ｃeq　≦　５　　（％）

$$7 \leqq Ni \leqq 15 \quad (\%)$$

$$0 \leqq Cu \leqq 2.5 \quad (\%)$$

$$0.5 \leqq Cr \leqq 9 \quad (\%)$$

〔００３５〕

（４）ところで本発明でいう「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」とは、Ｘ線解析でオーステナイト１００％となり、且つ、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成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勿論、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。

敢えていうなら、基地全体を１００体積％としたときに、オーステナイト単相が５０体積％超、６０体積％以上、７０体積％以上、８０体積％以上、９０体積％以上さらには９５体積％以上であればよい。

基地組織がオーステナイト相であるか否かは、前述した第４条件によって実質的に規定される。すなわち、前記第４条件中でＮｉeq の下限を区画する境界線の切片を２１．６とすることで、得られる金属組織をオーステナイト単相へと絞り込むことができる。なお、本発明で示した境界線の切片を示すＢｘのインデックスは便宜上のものであることを断っておく。

〔００３６〕

本発明は、使用するＮｉ量を低減しつつ、常温域でオーステナイト相の基地を有する鋳鉄を得ることが一つの目的であるから、第２条件に示すように鋳鉄全体としてＮｉが少量である限り、基地全体としてのＮｉeq の上限は本来限定されない。

もっとも、Ｎｉ以外の元素も、Ｆｅ中の固溶量には限度がある。また、それらの元素が多くなると、Ｎｉ量の低減を図れてもコストが上昇するし、所望の鋳鉄組織も得難くなって好ましくない。 そこで本発明ではＮｉeq の上限を３０％としたが、Ｎｉｅｑの上下限は、１１％、１

２％、１３％、１４％、１５％、１６％、１７％、１８％、１９％さらには２０％のいずれかであると好ましい。

これと同様のことはＣｒeq についても該当するので、本発明では、Ｃｒeq の上限を疲労強度低下の原因と考えられる炭化物生成状況を考慮して、１３．５％とした。もっともＣｒeq の上下限は、１２％、１１％、１０％、９％、８％、７％、６％、５％または４％のいずれかであると好ましい。

特に、Ｃｒｅｑが５～８％でＮｉｅｑが１８％以上であるか、Ｃｒｅｑが７～９％でＮｉｅｑが１３％以上である場合、層状炭化物（針状炭化物含む）の析出がないか、または抑制されるので好ましい。

〔００３７〕

本発明でいう「微量改質元素」は、特性改善に有効な微量な元素である。例えば、晶出または析出する黒鉛の球状化や粒数の増加、オーステナイト相の微細化や安定化等、金属組織に寄与する元素である。また、室温域または高温域の強度、高温耐久性（クリープ強度等）、靭性、伸び等、機械的特性に寄与する元素でも良い。その他、耐酸化性、熱膨張性、熱伝導性、加工性等に寄与する元素でも良い。さらに、鋳造時の湯流れ性、割れ、ひけまたは気孔等の鋳造欠陥の抑制等、鋳造性に寄与する元素でも良い。

「不可避不純物」には、原料中に含まれる不純物、鋳造時に混入等する不純物等があり、コスト的または技術的な理由等により除去することが困難な元素である。例えば、このような不可避不純物としてリン（Ｐ）等がある。

〔００３８〕

本発明では、基本元素の組成が重要であるため、微量改質元素や不可避不純物の組成は特に限定されない。例えば、不可避不純物は勿論のこと、微量改質元素が含まれないオーステナイト系鋳鉄であっても本発明の範囲内である。なお、微量改質元素となり得る元素であっても、その含有量や鋳鉄の用途等によって、不可避不純物として扱っても良い。

〔００３９〕

本明細書中で「ｘ～ｙ」と表記するときは、特に断らない限り、下限ｘおよび上限ｙを含む。また、本明細書中の条件式や数式中で用いた元素記号や指標（Ｎｉeq、Ｃｒeq、Ceq、Ｃｓ等）は、特に断らない限り、その元素の含有量（質量％）を指標する。また、その条件式や数式中に記載した「・」は、掛け算（積）を意味する。

さらに、本発明で用いる成分組成には、鋳鉄全体としての成分組成と、それを構成する一部である基地全体としての成分組成とがある。もっとも、基地全体としての成分組成は、基本的に基地組織に影響するＮｉeq およびＣｒeq に関する部分である。従って、特に断らない限り、Ｎｉeq およびＣｒeq に関する部分以外について、本明細書中で規定する組成は鋳鉄全体としての成分組成を意味する。

図面の簡単な説明

図１は、組成の異なる種々の鋳鉄のＸＲＤ図である。

図２は、組成の異なる種々の鋳鉄について示したＣｒeq－Ｎｉeq 相関図である。

図３は、板厚のみ異なる鋳鉄（試験片Ｎｏ．２－２）のＸＲＤ図である。

図４Ａは、鋳物試料（試験片Ｎｏ．３－１）の表面および内部の各位置における金属組織を示す顕微鏡写真である。

図４Ｂは、鋳物試料（試験片Ｎｏ．３－２）の表面および内部の各位置における金属組織を示す顕微鏡写真である。

図５は、ベース材（ＪＩＳ　ＦＣＤＡＮｉＭｎ１３７）およびそれにＣｕを添加したＣｕ添加材からなるそれぞれの鋳鉄について、金属組織を示す顕微鏡写真とシェフラーの組織図上の位置を併せて示した図である。

図６は、鋳物試料（試験片Ｎｏ．６－１～６－１２）の金属組織を示す顕微鏡写真である。

図７は、第４試験におけるＣｕ添加量と伸びの関係を示したグラフである。

図８は、第４試験におけるＣｒ添加量と耐力の関係を示したグラフである。

図９は、成分組成の異なる鋳鉄のＸＲＤ図である。

図１０は、各種鋳鉄の温度と線膨張係数との相関図であり、同図（ａ）の相関図は試験片Ｎｏ．６－５に、同図（ｂ）の相関図は試験片Ｎｏ．４－３に、同図（ｃ）の相関図は試験片Ｎｏ．Ｒ３に、同図（ｄ）の相関図は試験片Ｎｏ．Ｒ４に、同図（ｅ）の相関図は試験片Ｎｏ．Ｒ６にそれぞれ対応する。

図１１は、各種試験片の酸化減量を示す棒グラフである。

図１２は、各種試験片に関する酸化減量と含有元素量の相関を示す図であり、同図（ａ）はＣｒの含有量に関するものであり、同図（ｂ）はＮｉの含有量に関するものである。

図１３は、各種試験片に関する酸化減量と含有元素量の相関を示す図であり、同図（ａ）はＭｎの含有量に関するものであり、同図（ｂ）はＣｕの含有量に関するものである。

図１４は、各種試験片のシャルピー衝撃値を示す棒グラフである。

図１５は、各種試験片に関するシャルピー衝撃値とＣｒ含有量の相関を示す図である。

図１６は、各種試験片の８００℃における０．２％耐力と破断伸びを示す棒グラフおよび分散図である。

図１７は、各種試験片に関する破断伸びと含有元素量の相関を示す図であり、同図（ａ）はＣｒの含有量に関するものであり、同図（ｂ）はＣｕの含有量に関するものである。

図１８は、各種試験片の硬さを示す棒グラフである。

図１９は、各種試験片の湯廻り性の評価指標となる湯廻り欠陥部を示す写真である。

図２０は、各種試験片の湯廻り性を相対評価した棒グラフであり、試

験片Ｎｏ．７－１を「１」として示したものである。

図２１は、各種試験片の熱疲労寿命を示す棒グラフである。

図２２は、各種試験片の熱疲労寿命を示す棒グラフである。

図２３は、各種元素を１％添加したときの硬さの上昇値と試験片の板厚の相関を示すグラフである。

図２４は、各種試験片の引け量の定量化方法を説明する写真である。

図２５は、各種試験片の引け量を相対評価した棒グラフであり、試験片Ｎｏ．Ｒ３を「１」として示したものである。

図２６は、各種試験片の平均線膨張係数と加熱温度幅との相関を示すグラフである。

図２７は、各種試験片の平均線膨張係数を示す棒グラフである。

図２８は、各種試験片の熱伝導率を示す棒グラフである。

図２９は、各種試験片の各加熱温度における酸化減量を示す棒グラフである。

図３０は、各種試験片の各温度における耐力を示す棒グラフである。

図３１は、各種試験片の各温度における引張強度を示す棒グラフである。

図３２は、各種試験片の各温度における破断伸び示す棒グラフである。

図３３は、各種試験片の各条件下における熱疲労寿命を示す棒グラフである。

発明を実施するための最良の形態

〔００４０〕

発明の実施形態を挙げて本発明をより詳しく説明する。なお、本明細書では主にオーステナイト系鋳鉄を取り上げて説明するが、その内容は本発明のオーステナイト系鋳物（排気系部品を含む。）やその製造方法にも適宜適用されることを断っておく。また、いずれの実施形態が最良であるか否かは、対象、要求性能等によって異なる。

〔００４１〕

〈組成〉

（１）基本元素

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、Ｎｉ、ＭｎおよびＣｕの６種の元素よりなる。もっとも、オーステナイト系鋳鉄が実質的にＣｕを含まない場合は、Ｃ、Ｓｉ、Ｃｒ、ＮｉおよびＭｎの５元素が基本元素となる。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。

〔００４２〕

(i)ＣおよびＳｉ

(a)Ｃは、Ｆｅの溶融温度を下げ、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の下限は基本的に１．７％、１．８％、１．９％、２％、２．１％、その上限は５％さらには４．３％であり、固溶限を超えるＣが黒鉛として晶出する。

Ｃ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。Ｃが過多では基地組織が減少し、オーステナイト系鋳鉄の機械的特性等が低下する。また、鋳造時に引け巣等の鋳造欠陥が発生し易くなる。そこで、Ｃの下限は２％、２．５％、その上限は５％、３．５％であるとより好ましい。

〔００４３〕

(b)なお、本発明でいうＮｉeq の算出に必要となる固溶炭素量（Ｃｓ）は、本来、Ｆｅの基地組織を組成分析するか、晶出または析出した黒鉛やセメンタイト（Fe_3C）等の炭化物に消費されたＣ合計量を配合したＣの全量から控除して求められる。

しかし、このＣｓは微量であり、正確な分析が困難である。また、Ｃｓはほぼ一定範囲にあることが経験上解っている。そこでＮｉeq を算出

する際に、Ｃｓ＝０．０３％と仮定して求めても、Ｎｉeq に生じる誤差は実質的に無視できる程度に小さいのが現実である。そこで、本発明では特に断らない限り、Ｃｓ＝０．０３％と仮定してＮｉeq を求めることとした。

なお、０．０３％は、Ｆｅ－Ｃ二元系状態図におけるα（フェライト）相のＣ固溶限である。γ（オーステナイト）相の固溶量は状態図から見てこれ以上の固溶量と推定されるため、固溶量の最小値としてＣｓ の値を０．０３％と仮定した。

〔００４４〕

(c)Ｓｉは、準安定系共晶温度を下げ、γＦｅ－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働態皮膜を形成し鋳鉄の耐酸化性を高める。

Ｓｉが過少であると、このような効果が十分には得られず、Ｓｉが過多であると、伸びの低下や被削性の悪化を招き好ましくない。そこで、Ｓｉの下限は２％、３％さらには３．５％であると好ましく、Ｓｉの上限は６％、５．５％、５％さらには４．５％であると好ましい。

(d)ところで、ＳｉはＦｅ－Ｃ系共晶炭素量を低濃度側にずらす作用があり、Ｃ量にＳｉ量を加味した炭素当量（Ｃeq＝Ｃ＋Ｓｉ／３）が指標として用いられる。そこで、Ｃeq の下限を２．１％、２．５％さらには３％とし、その上限を５％またはＦｅ－Ｃ系状態図の共晶点である４．３％さらには３．５％とするとより好ましい。

〔００４５〕

(ii)Ｃｒ

Ｃｒは、鋳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鋳鉄の高温耐力を向上させる。また、鋳鉄の表面付近に緻密なクロム酸化物からなる不働態皮膜を形成して耐酸化性を向上させ得る。

また、Ｃｒが過多になると炭化物が増加して靭性や加工性が低下して好ましくない。そこで、Ｃｒの下限は０．１％、０．３％、０．５％、

０．７％、１％、１．２％さらには１．５％であると好ましく、Ｃｒの上限は６％、５％、４％、３％、２．５％さらには２％であると好ましい。

〔００４６〕

ちなみに、鋳鉄全体としてＣｒを９～１５％含有させた鋳鉄を本発明者が分析したところ、Ｃｒ－Ｍｎ系炭化物が多く晶出または析出して、全面的にチル化（炭化物化）することが解った。従って、Ｃｒ量が９％を超えると、本発明でいうオーステナイト系鋳鉄は得難い。

〔００４７〕

(iii)Ｎｉ

Ｎｉは、基地組織のオーステナイト化に有効な元素である。Ｎｉが過少であると安定したオーステナイト相を得ることが難しい。一方、Ｎｉが過多になると本発明の目的であるＮｉ量の低減によるオーステナイト系鋳鉄の低廉化を図れない。

そこでＮｉの下限は１２％、１１％、１０％、９％、８％さらには７％であると好ましい。また、Ｎｉの上限は１５％、１４％、１３％、１２％、１１％、１０％さらには９％であると好ましい。

〔００４８〕

(iv)ＣｕおよびＭｎ

(a)ＣｕおよびＭｎは、Ｎｉと共に基地組織のオーステナイト化に有効な元素である。

ここで、本発明のＮｉeq の算出式から、０．５Ｍｎ＋Ｃｕ＝Ｎｉeq －Ｎｉ－３０Ｃｓとなる。

そして本発明のＮｉは、その上限が高々１５％である。また、Ｃｓは、Ｃの総含有量にかかわらず、ほぼ一定範囲内（０～０．８％）にある。Ｃｓ 量がこのような範囲となるのは、Ｆｅ－Ｃ二元系状態図において、γＦｅのＣ固溶量が温度低下に伴って最大２．１％から０．８％程度まで低下するためである。

〔００４９〕

ちなみに、Ｍｎの係数「０．５」はシェフラーの組織図で示されたものであるが、Ｃｕの係数「１」は本発明者が種々の実験等を通じて鋭意研究した結果、全く新規に知見したものである。この経緯を詳述すると次の通りである。

〔００５０〕

ベース材（Ｆｅ－３％Ｃ－２．３％Ｓｉ－１３％Ｎｉ－７％Ｍｎ：ＪＩＳ　ＦＣＤＡ　ＮｉＭｎ１３７：後述の表１Ａの試験片Ｎｏ．Ｒ２相当）と、このベース材にＣｕを６．５％添加したＣｕ添加材（後述の表１Ａの試験片Ｎｏ．１－１相当）とからなる鋳鉄の試験片を用意した。これらを観察した組織写真と、それらの各組成から求まるシェフラーの組織図上の位置とを図５に併せて示した。

ベース材の場合、その組成からＮｉeq＝１８．２、Ｃｒeq＝４．１となる。これをシェフラーの組織図上にプロットすると、その位置からベース材はＡ＋Ｍの準オーステナイト組織であると予想される。このことはベース材の組織写真からも確認された。すなわち、ベース材の基地が、オーステナイト相（γ相）と、鋳造時の冷却過程中にそのγ相から析出したと思われる炭化物層およびα相の２相から形成される層状炭化物とからなることが確認された。

なお、通常のＪＩＳ　ＦＣＤ４５００等のフェライト系鋳鉄で見られるようなマルテンサイト組織に比べて、ベース材の炭化物層の厚みが大きく、層間隔が広くなっているのは、ベース材がＦｅと比べてより炭化物を生成しやすい（すなわち、自由エネルギーが低い）Ｍｎを含有するためであると考えられる。

〔００５１〕

ところで、ベース材にＣｕを添加したＣｕ添加材の基地を組成分析したところ、主要元素の組成は、Ｓｉ：２．３％、Ｎｉ：１０．４％、Ｍｎ：６．５％、Ｃｕ：７．２％であった。この組成を従来のシェフラーの組織図に適用すると、Ｎｉeq（＝Ｎｉ＋３０・Ｃｓ＋０．５・Ｍｎ）＝１４．７、Ｃｒeq（＝Ｃｒ＋１．５Ｓｉ）＝３．５

となる。これをそ
のままシェフラーの組織図上にプロットすると、その位置はマルテンサイト領域（M領域
）になる。

しかし、Ｃｕ添加材の実際の組織写真中には、ベース材のような層状炭化物は見られなかった。すなわち、Ｃｕを添加したことにより、基地がほぼオーステナイト単相になったと考えられる。これは、Ｃｕ添加により層状炭化物が無くなり、γ相が安定したためと推定される。

この結果からすると、Ｃｕ添加材の基地は、本来、シェフラーの組織図上でいえば、オーステナイト単相領域（Ａ領域）に位置づけられるべきことになる。従来のシェフラーの組織図上で、Ｃｒeq＝３．５のときに、Ａ領域に入るＮｉeqは２２．５以上である。

〔００５２〕

とすると、上記Ｃｕ添加材の場合、分析組成から計算上求まるＮｉeqと、実際の組織観察から想定されるＮｉeq との間には、少なくともΔＮｉeq＝２２．５－１４．７＝７．８の乖離が生じていることになる。このような乖離が生じた原因は、上述の経緯からＣｕの添加に依ることが明らかである。従って、添加したＣｕがＣｕ添加材の基地のオーステナイト化を促進し、オーステナイト相を安定化させたと考えられる。これを換言すれば、ＣｕがＮｉeq を増大させる方向に作用したといえる。そして、ＣｕによるＮｉeq への影響割合は、（ΔＮｉeq／Ｃｕ分析含有量）＝７．８／７．２＝１．０８となり、少なく見積っても約「１」程度である。そして、Ｃｕの添加により、金属組織がＡ＋ＭからＡへ変化している経緯を併せて考えると、ＣｕによるＮｉeq への影響割合が１よりも遙かに大きくなるとは考えがたい。そこで本発明では、Ｎｉeqを算出する際のＣｕの係数を「１」とした。

〔００５３〕

(b)Ｃｕは、前述のように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他、基地組織の結晶粒を微細化して高温耐力の向

上させ、また耐酸化性や耐食性の向上にも有効な元素である。

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。そこで、Ｃｕの下限は０％、０．１％、０．３％、０．５％、０．７％、１％さらには１．２％であると好ましく、Ｃｕの上限は３％、２．５％、２％、１．８％さらには１．８％であると好ましい。なお、前述したように、本発明のオーステナイト系鋳鉄がＣｕを必須元素とする場合、Ｃｕの下限が０％ということは０％＜Ｃｕを意味する。一方、Ｃｕが必須元素でない場合、Ｃｕの下限が０％ということは０％≦Ｃｕを意味する。

〔００５４〕

(c)Ｍｎも、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。

Ｍｎが過少ではこれらの効果が十分には得られず、Ｍｎが過多になると、Ｍｎ炭化物が増加して、鋳鉄の靭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。そこでＭｎの下限は０％、０．１％、０．５％、１％、２％、２．５％、３％、４％さらには５％であると好ましく、Ｍｎの上限は９％、８％、７％さらには６％であると好ましい。

〔００５５〕

（２）微量改質元素

(a)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、靭性等の機械的特性、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。

〔００５６〕

微量改質元素は、例えば、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。

〔００５７〕

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良い。

〔００５８〕

(b)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。

〔００５９〕

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。

〔００６０〕

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。

〔００６１〕

Ｒ.Ｅ.であるＣｅは高価であり、また、少量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。

〔００６２〕

（３）不可避不純物

不可避的不純物として、例えば、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０．０２％以下さらには０．０１％とするのが好ましい。

〔００６３〕

〈製造方法〉

（１）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。

〔００６４〕

これらの助剤は、例えば、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。

〔００６５〕

ここで「直接」に添加する場合とは、鋳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、予め鋳型のキャビティへ助剤を投入しておく場合等である。例えば、接種の場合であれば、取鍋接種、鋳型内接種、ワイヤー接種等のいずれでも良い。球状化処理の場合も同様である。

〔００６６〕

結局、通常の鋳物は、溶解炉、保持炉から溶湯（元湯）を取鍋へ注入し、その溶湯を鋳型へ注湯して鋳造されるから、助剤の添加はそれらいずれの段階で行われても良いし、また、助剤は粉末状、粒状、ワイヤー状等のいずれでも良い。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良い。

〔００６７〕

（２）接種剤は、構成元素的に観て、例えば、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。そこで例えば、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。

〔００６８〕

黒鉛球状化剤は、構成元素的に観て、例えば、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。例えば、元湯全体を１００％としたときのＭｇ残留量（作成された鋳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。

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。

〔００６９〕

〈オーステナイト系鋳物〉

（１）本発明のオーステナイト系鋳物は、上述した本発明のオーステナイト系鋳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。

〔００７０〕

ここで、鋳物の肉厚、形状、大きさ、方案等が、オーステナイト系鋳物の組織や鋳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鋳物の場合、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、鋳物の肉厚が薄くて溶湯が部分的に急冷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、所望の球状黒鉛鋳鉄が得られることを本発明者は確認済みである。

〔００７１〕

（２）オーステナイト系鋳物の組織は、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。

一般的に、晶出する黒鉛の形態により鋳鉄は種々分類されるが、球状黒鉛鋳鉄であれば、他の鋳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鋳物も、球状黒鉛鋳鉄からなると好適である。

〔００７２〕

球状黒鉛鋳鉄の組織は、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鋳物は、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、８０％以上さらには８５％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。例えば、鋳物の肉厚が５ｍｍ以下の部分において、粒径１０μｍ以上の黒鉛粒数が５０個／ｍｍ^{2}以上、７５個／ｍｍ^{2}以上さらには１００個／ｍｍ^{2}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、鋳物の肉厚が５ｍｍ以下の部分において、粒径５μｍ以上の黒鉛粒数が１５０個／ｍｍ^{2}以上、２００個／ｍｍ^{2}以上、２５０個／ｍｍ^{2}以上さらには３００個／ｍｍ^{2}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。

〔００７３〕

なお、黒鉛の球状化率は、ＪＩＳ Ｇ５５０２ １０．７．４や旧ＪＩＳ５５０２（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。

〔００７４〕

（３）本発明のオーステナイト系鋳鉄は、常温域での強度、靭性、加工性等に優れるのみならず、高耐酸化性、高温耐力等の耐熱性にも優れる。そこで、この鋳鉄からなる本発明のオーステナイト系鋳物は、例えば、自動車等の排気系部品に好適である。より具体的には、ターボチャージャーのハウジング、エキゾーストマニホルド、触媒ケース等である。これらの部品は、高温の排気ガスにより高温環境下に常に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。

〔００７５〕

本発明のオーステナイト系鋳物は、そのような高温域等で使用される部材に限られない。常温域や温間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。特に、本発明のオーステナイト系鋳物は従来よりも低コストで製造され得るから、その利用範囲も拡張され得る。また、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鋳物が利用され得る。

〔００７６〕

［実施例］

実施例を挙げて本発明をより具体的に説明する。

〈第１試験〉

（１）試験片の製造方法

Ｃ、Ｓｉ、Ｃｒ、Ｎｉ、ＭｎおよびＣｕ（基本元素）と残部Ｆｅの少なくとも一種以上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（溶湯調製工程）。この溶湯を予め用意しておいた鋳型（砂型）に注湯した（注湯工程）。このとき、約１５５０℃で出湯し、約１４５０℃で注湯した。また、注湯後の溶湯は、自然冷却で（すなわち、鋳放しの状態で）凝固させ、前記形状の試験片（鋳物）を得た（凝固工程）。

なお、各試験片を鋳造する際、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）を元湯に対して０．２質量％添加して行った。球状化剤の添加は、元湯１００％に対して、Ｍｇ単体４質量％、Ｒ.Ｅ.（ミッシュメタル）１．８質量％およびＳｂ単体０．００５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。

〔００７７〕

ここで用いた鋳型は、幅５０ｘ全長１８０ｍｍで、高さ（厚み）が(i)５０ｍｍ（長さ５０ｍｍ）→(ii)２５ｍｍ（長さ４５ｍｍ）→(iii)１２ｍｍ（長さ４０ｍｍ）→(iv)５ｍｍ（長さ２５ｍｍ）→(v)３ｍｍ（長さ２０ｍｍ）の５段階で順に変化する段付板状の鋳物が得られる砂型である。

〔００７８〕

また、耐力、引張強さの測定用に、ＪＩＳＢ号Ｙブロックを鋳込みにより作成し、そのＹブロックの垂直断面長方形の部分からφ６の丸棒試験片を作成した。

〔００７９〕

（２）試験片の測定

上記製造方法により、配合組成が異なる５種類の試験片（Ｎｏ．１－１～１－５）を製造した。各試験片の厚さ５ｍｍの部分から採取した試料を以下の分析に供した。

〔００８０〕

(i)各試料をＸ線マイクロアナライザ（ＥＰＭＡ）により組成分析して、鋳鉄全体の分析組成と、Ｆｅ基地の分析組成とを得た。こうして得た基本元素組成を表１Ａに示した。

なお、表１Ａ中の「－」は、未配合、未分析若しくは未測定、分析不可若しくは測定不可のいずれかを示す。これは本明細書中の他の表１Ｂ～４Ｂについても同様である。

〔００８１〕

(ii)また、各試料をＸ線回折分析した分析図（ＸＲＤ）を図１に示す。参考のために、オーステナイト系鋳鉄といわれている代表的な鋳鉄（参考例：Ｒ１、Ｒ２）のＸＲＤについても、図１上に併せて示した。さらに、それらのＸＲＤに基づいて求めたオーステナイト率も表１Ａに併せて示した。

〔００８２〕

(iii)さらに各試料のＦｅ基地組成から、本発明でいうＮｉeq およびＣｒeq を算出して表１Ａに示した。それら各Ｎｉeq およびＣｒeq を図２に示す相関図上にプロットした。試験片Ｎｏ．１－１～１－５については●印で示した。代表的な従来の鋳鉄（Ｒ３：Ｄ－５Ｓ、Ｒ４：Ｄ－２）については○印で示した。ここで、Ｃｓ を直接分析することは困難なため、Ｃｓ＝０．０３％と仮定してＮｉeq を求めた。

なお、図２に示すＮｉeq－Ｃｒeq 相関図に基づいて、得られた鋳鉄がオーステナイト系鋳鉄であるか否か、すなわち、Ｆｅ基地のオーステナイト率が何％かを議論するには、厳格にいえば、炭化物や黒鉛を除いたＦｅ基地の組成を分析する必要がある。そこで、試験片Ｎｏ．１－１～１－５についてはこの考え方に沿ったＮｉeq およびＣｒeq を算出して表１Ａに示した。

〔００８３〕

もっとも、前述したように、一般的にオーステナイト系鋳鉄といわれるものであっても１００％オーステナイト単相の基地からなるものは少ない。そして、大半が黒鉛として晶出または析出するＣを除き、Ｆｅ基地の分析組成と、鋳鉄全体の分析組成との間には、本発明で規定する組成範囲である限り相関があり、両者の間にさほど大きな相違はない。

そこで、表１Ａの参考例Ｒ１～Ｒ６とＮｏ．１－１～１－５以外の試験片については、便宜上、Ｆｅ基地の分析組成の代替として鋳鉄全体の分析組成を用いて算出したＮｉeq およびＣｒeq を参考に示すこととした。

〔００８４〕

(iv)耐力、引張強さの測定は、ＪＩＳＧ０５６７に準じて１５０℃および８００℃の試験を行った。耐力、引張強さの測定データを表１Ａおよび１Ｂに併せて示した。

〔００８５〕

（３）評価

(i)表１Ａおよび図１より、Ｎｉ量を低減した試験片Ｎｏ．１－１～１－５のいずれの場合でも、従来のオーステナイト系鋳鉄であるＲ１やＲ２と同様に、オーステナイト相（γ相）が現れていることが解る。

特に試験片Ｎｏ．１－１～１－３の場合、Ｎｉ含有量が高々１０％前後で、基地組織がほぼオーステナイト単相になることが解った。

〔００８６〕

(ii)また、表１ＡのＦｅ基地の分析組成から、Ｓｉは少なくとも５．

１％まで、Ｃｕは少なくとも７．２％まで、Ｍｎは少なくとも１４．５％までＦｅ中に固溶することが解った。また、Ｆｅ－Ｎｉ二元系状態図を参考にすれば、本発明の範囲内のＮｉは、Ｆｅ中に全率固溶するといえる。

〔００８７〕

〈第２試験〉

（１）試験片の製造方法

Ｃ、Ｓｉ、Ｃｒ、Ｎｉ、ＭｎおよびＣｕ（基本元素）と残部Ｆｅの少なくとも一種以上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の元湯を得た（元湯調製工程）。この元湯を予め用意しておいた前述した鋳型（砂型）に注湯した（注湯工程）。本試験では、種々の組成からなる接種剤および球状化剤を、予め鋳型中に投入しておいた（助剤添加工程）。他の工程は、第１試験の場合と同様である。

〔００８８〕

（２）試験片の測定

上記製造方法により、配合組成が異なる１３種類の試験片（Ｎｏ．２－１～２－１３）を製造した。各試験片の厚さ１２ｍｍの部分から採取した試料を以下の分析に供した。

〔００８９〕

(i)第１試験の場合と同様にして、各試料の分析組成とオーステナイト率を求めた。これらの結果を表２Ａおよび表２Ｂに示した。

〔００９０〕

(ii)各試料について、光学顕微鏡写真により組織観察を行い、共晶黒鉛の晶出形態を調べた。黒鉛球状化率は、旧ＪＩＳ Ｇ５５０２（ＮＩＫ法）の判定試験法により求めた。

その黒鉛の粒数は、粒径が１０μｍ以上のものを４．８ｍｍ^{2}の領域で数えて求めた。

さらに、鋳物の強度等の指標となる硬度（Ｈｖ２０ｋｇｆ）も測定し

た。これらの結果
を表２Ｂに併せて示した。

〔００９１〕

(iii)さらに第１試験と同様に、各試料全体の分析組成からＮｉeq およびＣｒeq を算出
して表２Ｂに示した。これらのＮｉeq およびＣｒeq を図２の組織図上に重ねて＋印でプロ
ットした。Ｃｓは第１試験の場合と同様に取り扱った。

〔００９２〕

(iv)第１試験の場合と同様にして、各試料の耐熱強度を求めて表２Ｂに併せて示した。

〔００９３〕

（３）評価

(i)表２Ｂを観ると解るように、Ｎｉ量が少なくてもほぼオーステナイト相の基地が得られることが解る。

〔００９４〕

ところで本発明者が調査したところ、基地組織は試験片の厚さには影響しないことが確認された。言い換えるなら、本発明の鋳鉄は凝固速度等に影響されず、安定したオーステナイト相が形成されるといえる。この証拠となるＸＲＤを図３に示す。図３のＸＲＤは、試験片Ｎｏ．２－２の厚さ５ｍｍ部分と１２ｍｍ部分についてＸ線回折したものである。

〔００９５〕

(ii)但し、表２Ｂを観ると解るように、オーステナイト系鋳鉄であっても必ずしも球状黒鉛鋳鉄になるとは限らない。そして、球状化率や球状黒鉛の粒数が低い場合もある。

従って、鋳鉄の基地組織をオーステナイト相としつつ、かつ、球状黒鉛が適切に晶出した共晶組織を得るには、溶湯または元湯中の基本元素組成を本発明の範囲内とするのみならず、鋳物形状や溶湯組成等に応じた個別的な対策が必要となる。例えば、助剤の種類や添加量等を、鋳物

形状や溶湯組成等に応じて適宜選択することが望まれる。そこで、本発明者が共晶組織を個別に最適化した例を後述の第３試験で示す。

〔００９６〕

(iii)表２Ｂから解るように、本発明に係る試験片はいずれも、Ｎｉ量を低減しても、従来のオーステナイト系鋳鉄（参考例Ｒ３やＲ４）と同等以上の強度（硬さ）、耐熱強度を有することもわかる。特に、実用上問題となる８００℃における耐力は、従来のオーステナイト系鋳鉄よりも本発明にかかる試験片の方が大きい。この結果、本発明に係るオーステナイト系鋳鉄は、従来と同等以上の高い耐熱性を有することが確認できた。

〔００９７〕

〈第３試験〉

（１）試験片の製造方法

基本元素の組成および助剤の種類や添加量を変更し、他は第２試験と同様にして２種類の試験片Ｎｏ．３－１および試験片Ｎｏ．３－２を製造した。

試験片Ｎｏ．３－１で添加した接種剤は、東洋電化社製トヨバロンＢＩＬ（７４．１８Ｓｉ－１．２３Ｃａ－０．５５Ｂａ－０．７２Ｂｉ－０．５１Ａｌ－Ｆｅ）である。これを元湯に対して０．２質量％の割合で添加した。

また、用いた球状化剤は、Ｍｇ単体を４質量％とＲ.Ｅ.（ミッシュメタル）を１．８質量％とＳｂ単体を０．００５質量％であり、各割合で元湯に対して添加した。なお、Ｍｇ量が多いのは消失等を考慮したためである。

〔００９８〕

試験片Ｎｏ．３－２で用いた接種剤は、前記のトヨバロンＢＩＬである。これを元湯に対して０．４質量％の割合で添加した。球状化剤としては、４質量％のＭｇ、１．８質量％のＲ.Ｅ.（ミッシュメタル）および０．０００５質量％のＳｂを元湯に添加した。ここでは、添加するＳ

b量が試験片Ｎｏ．３－１と異なる。

〔００９９〕

（２）試験片の測定

(i)第２試験の場合と同様にして、各試料の分析組成とオーステナイト率を求めた。これらの結果を表３Ａおよび３Ｂに示した。

〔０１００〕

(ii)上記の各試験片の厚さ２５ｍｍ、１２ｍｍ、５ｍｍおよび３ｍｍの各部分から試料を採取し、それらについて第２試験と同様に、黒鉛の球状化率および粒数、硬度（Ｈｖ２０ｋｇｆ）を測定した。

〔０１０１〕

(iii)各試料の光学顕微鏡写真をそれぞれ図４Ａおよび図４Ｂに示した。図中の番号１～５は、砂型の上面側から下面側にかけて均等に５分割した各部の組織写真であることを示す。例えば、番号１は最上面近傍の組織を示し、番号５は最下面近傍の組織を示す。なお、組織写真は、試料面を３％ナイタールエッチングした後に行った。

〔０１０２〕

(iv)第１試験の場合と同様にして、各試料の耐熱強度を求めて表３Ｂに併せて示した。

〔０１０３〕

（３）評価

(i)先ず、表３Ｂのオーステナイト率から、いずれの試験片も基地組織がオーステナイト相となっていることが解る。

〔０１０４〕

(ii)次に、図４Ａおよび図４Ｂから解るように、砂型の内部のみならず内表面近傍であっても、黒鉛が球状にほぼ均一に晶出していることが解る。

特に、試験片Ｎｏ．３－２の場合は、溶湯が急速に凝固し易い厚さ３ｍｍの試料であっても、球状化率が７０％を超えている。また、いずれの厚さでも黒鉛の粒数が２００個／mm^2 を超え、さらに硬度も場所

によらず２００Ｈｖ～３００Ｈｖ程度を維持できている。これらより、本発明のオーステナイト系鋳鉄（鋳物）は、機械的特性に優れ、また、適度な硬さにより鋳造後の機械加工性にも優れるといえる。

〔０１０５〕

(iii)勿論、表３Ｂからも解るように、これら試験片のいずれも、Ｎｉが少量でありながら、前述した試験片の場合と同様に、従来のオーステナイト系鋳鉄（参考例Ｒ３やＲ４）と同等以上の優れた強度（硬さ）、耐熱強度を有していることはいうまでもない。

従って、試験片Ｎｏ．３－２のような鋳鉄を用いれば、耐熱性は勿論のこと、その他の特性においても形状に依る影響をあまり受けない安定した特性の鋳物が得られることがわかる。

〔０１０６〕

〈第４試験〉

（１）試験片の製造方法

基本元素の組成および助剤の種類や添加量を変更し、他は第２試験と同様にして１２種類の試験片（Ｎｏ．４－１～４－１２）を製造した。

なお、各試験片を鋳造する際、接種材および球状化材等の助材の添加も行った。接種材の添加は、東洋電化社製トヨバロンＢＩＬ（７４．１８Ｓｉ－１．２３Ｃａ－０．５５Ｂａ－０．７２Ｂｉ－０．５１Ａｌ－Ｆｅ）である。これを元湯に対して０．４質量％の割合で添加した。球状化材の添加は、元湯１００％に対して、Ｍｇ単体４質量％、Ｒ.Ｅ.（ミッシュメタル）１．８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。

〔０１０７〕

また、耐力、引張強さ、伸び、絞り、ヤング率の測定用に、ＪＩＳＡ号Ｙブロックを鋳込みにより作成し、そのＹブロックの垂直断面長方形の部分からφ６の丸棒試験片を作成した。

〔０１０８〕

（２）試験片の測定

上記製造方法により製造した配合組成が異なる１２種類の試験片（Ｎｏ．４－１～４－１２）を以下の分析に供した。

〔０１０９〕

(i)第１試験の場合と同様にして、各試料の分析組成とオーステナイト率を求めた。これらの結果を表４Ａおよび４Ｂに示した。

〔０１１０〕

(ii)上記の各試験片の厚さ２５ｍｍ、１２ｍｍ、５ｍｍおよび３ｍｍの各部分から試料を採取し、それらについて第２試験と同様に、黒鉛の球状化率および粒数、硬度（Ｈｖ２０ｋｇｆ）を測定した。

〔０１１１〕

(iii) 上記の各試験片の厚さ２５ｍｍの部分から試料を採取し、各試料の光学顕微鏡写真をそれぞれ図６に示した。なお、組織写真は、試料面を３％ナイタールエッチングした後に行った。

〔０１１２〕

(iv)さらに第１試験と同様に、各試料全体の分析組成からＮｉeq およびＣｒeq を算出して表４Ｂに示した。これらのＮｉeq およびＣｒeq を図２の組織図上に重ねて■印でプロットした。Ｃｓ は第１試験の場合と同様に取り扱った。

〔０１１３〕

(v)耐力、引張強さ、伸び、絞り、ヤング率の測定は、ＪＩＳＧ０５６７に準じて８００℃の試験を行い、その結果を表４Ｂに併せて示した。また、従来の鋳鉄の測定データを参考例として表４Ｂに併せて示した（Ｎｏ．Ｒ３～Ｒ６）。

〔０１１４〕

(vi) 熱疲労強度または熱疲労寿命については、鋳込んだＪＩＳＡ号Ｙブロックから採取したφ５ｍｍの丸棒試験片と、ＪＩＳＢ号Ｙブロックから採取したφ８ｍｍの丸棒試験片を用いて測定した。この試験は拘束率１００％の試験片の温度を８００℃と１５０℃に繰り返し変更して、

応力が１０％低下するサイクル数と、応力が２５％低下するサイクル数と、分離破断するサイクル数とを調べた。この結果を図２１（φ５ｍｍの丸棒試験片の結果）および図２２（φ８ｍｍの丸棒試験片の結果）に示した。１０％応力低下または２５％応力低下は、引張側のピーク応力が、サイクル数＝２の時のピーク応力から１０％減少時のサイクル数と２５％減少時のサイクル数とをそれぞれ意味する。

〔０１１５〕

（３）評価

(i)先ず、いずれの試験片も、Ｘ線解析の結果、表４Ａのオーステナイト率が１００％となっていることと、図６から解るように、Ｆｅ基地中に層状組織が見られないことが解る。なお、一見、層状組織と似ている組織が存在しているように見える試験片もある。しかし、その組織には縞模様は見られず、顕微鏡で拡大して見ると、実際には層状組織のように細長い棒状の構造体は存在せず、ところどころが切断されている構造体が存在しているだけである。そして、ところどころが切断されている構造体は、高温時に膨張しても、オーステナイトにクラックが発生する原因とはならない。

また、試験片Ｎｏ．４－１～４－１２のいずれの試験片についても、厚さ２５ｍｍおよび厚さ１２ｍｍの部分には磁石が反応せず、磁性が無いことが確認された。すなわち、磁性が無いということは、磁性体であるフェライトが存在しないということであり、オーステナイト単相であることが推測できる。

なお、厚さ３ｍｍおよび５ｍｍの部分に関しては磁石が反応する試験片もあったが、同じ試験片において厚さによってフェライトが存在する場合としない場合があるということは考えられないことから、厚さの薄い部分に関して磁性が有るのは、フェライトが存在するからではなく、厚さが薄くなると鋳造時に炭化物が増えるからだと推測される。

また、表４Ｂおよび図２から明らかなように、Ｆｅ基地中に層状組織が見られない試験片Ｎｏ．４－１～４－１２の場合はいずれも、Ｎｉeq

≧Ａ１・Ｃｒeq＋Ｂ１を満たしている（試験片４－９が一番切片の小さい直線上に存在し、この直線はＮｉeq＝Ａ１・Ｃｒeq＋２２．９で表される）。

〔０１１６〕

逆に、ニレジスト（ＪＩＳ　ＦＣＤＡ　ＮｉＭｎ１３７相当）は、第１試験にて用いた試験片の２５ｍｍ、１２ｍｍ、５ｍｍ、３ｍｍの全てに対して磁石が反応し、磁性が有ることが確認された。すなわち、磁性が有るということから、磁性体であるフェライトの存在が推測される。また、表１Ａに記載された試験片Ｒ２のＮｉeq、Ｃｒeq を用いて計算した結果、Ｎｉeq＜Ａ１・Ｃｒeq＋Ｂ１となることが確認された（試験片Ｒ２は、Ｎｉeq＝Ａ１・Ｃｒeq＋２１．５の直線上に存在する）。

従って、本明細書のようにＮｉeq やＣｒeq を定義し、それに基づいて第４条件および第５条件の適合性を考慮すれば、基地組織がオーステナイト単相のオーステナイト系鋳鉄（鋳物）であるか否かを的確に区画できることが解る。

〔０１１７〕

(ii)次に、表４Ａ、表４Ｂ及び図７から解るように、Ｃｕ添加量が比較的少ない試験片Ｎｏ．４－３、４－４、４－７、４－８、４－１１、４－１２は、Ｎｉ量を低減しても、従来のオーステナイト系鋳鉄（参考例Ｒ３やＲ４）に引けを取らない組織構造と高温強度を有することがわかる。また、それら試験片を光学顕微鏡で観察しても、Ｃｕ包晶組織は見られなかった。

〔０１１８〕

逆にＣｕ添加量が比較的多い試験片Ｎｏ．４－１、４－２、４－５、４－６、４－９、４－１０は、高温時の伸びおよび絞りが悪化していることが解る。また、それら試験片を光学顕微鏡で観察すると、Ｃｕ包晶組織が見られた。このため、高温時の伸びおよび絞りの悪化原因は、そのＣｕ包晶組織と推測される。

よって、本明細書のようにＣｕの適合性を考慮すれば、伸びおよび絞

りが優れたオーステナイト系鋳鉄（鋳物）であるか否かを的確に区画できることが解る。

〔０１１９〕

(iii)さらに、図８から解るように、Ｃｒ添加量が増えるほど耐力（ＭＰａ）が高くなることが解る。

〔０１２０〕

(iv)従って、試験片Ｎｏ．４－３、４－４、４－７、４－８、４－１１、４－１２のような鋳鉄を用いれば、耐熱性は勿論のこと、その他の特性においても安定した鋳物が得られることがわかる。さらに、試験片Ｎｏ．４－３の鋳鉄はＮｉ量が少ないと共に耐力にも優れており、上記試験片の中でも最も優れていると言える。

（v）さらに図２１および図２２から分かるように、オーステナイト系鋳鉄である試験片Ｎｏ．４－３、４－７、４－８、４－１１および４－１２は、フェライト系鋳鉄である試験片Ｎｏ．Ｒ５、Ｒ６よりも遙かに熱疲労寿命が延びており、また、一般的なオーステナイト系鋳鉄と比較しても熱疲労寿命は同等以上であった。

また図２１および図２２から、オーステナイト系鋳鉄の中でもＣｒ量が増加することで、いずれも熱疲労寿命が延びることが確認された。同様に図２１から、そのＣｒ量が同じでも、Ｃｕ量が増加することで、いずれも熱疲労寿命が延びることが確認された。

〔０１２１〕

〈第５試験〉

（１）試験片の製造方法

基本元素の組成および助剤の種類や添加量を変更し、他は第４試験と同様にして１２種類の試験片（Ｎｏ．５－１～５－１２）を製造した。なお、各試験片を鋳造する際、接種材および球状化材等の助材の添加も行った。接種材の添加は、東洋電化社製トヨバロンＢＩＬ（７４．１８Ｓｉ－１．２３Ｃａ－０．５５Ｂａ－０．７２Ｂｉ－０．５１Ａｌ－Ｆｅ）である。これを元湯に対して０．４質量％の割合で添加した。球状

化材はＭｇ単体４質量％、Ｒ.Ｅ.（ミッシュメタル）１．８質量％の含有量を有する球状化材を使用し、元湯１００％に対して、Ｍｇの残留量が０．０４～０．０５質量％、Ｓｂ単体０．０００５質量％となるように、元湯に添加して行った。

〔０１２２〕

（２）試験片の測定

上記製造方法により製造した配合組成が異なる１２種類の試験片（Ｎｏ．５－１～５－１２）を以下の分析に供した。

〔０１２３〕

(i)第１試験の場合と同様にして、各試料の分析組成とオーステナイト率を求めた。これらの結果を表５Ａおよび５Ｂに示した。なお、本明細書の分析組成は湿式分析に基づく。

一部の試験片の厚さ２５ｍｍの部分から採取した試料をＸ線回折分析した分析図（ＸＲＤ）を図９に示した。また、一部の試験片について測定した線膨張係数と温度との相関を図１０に示した。

〔０１２４〕

(ii)上記の各試験片の厚さ２５ｍｍ、１２ｍｍ、５ｍｍおよび３ｍｍの各部分から試料を採取し、それらについて第２試験と同様に、黒鉛の球状化率および粒数、硬さ（Ｈｖ２０ｋｇｆ）を測定した。但し、黒鉛の球状化率および粒数は、黒鉛最小粒径が５μｍ以上のものを対象とした。

（iii）Ｃｒ、Ｍｎ、ＮｉおよびＣｕをそれぞれ１質量％添加した厚さ２５ｍｍ、１２ｍｍ、５ｍｍおよび３ｍｍの試験片を用いて、各元素をそれぞれ単独で１質量％添加したときの硬さの上昇値と、その試験片の板厚との相関を調べた。この結果を図２３に示す。なお、比較のベース（硬さの基準）となる試験片の組成は、Ｆｅ－３％Ｃ－４％Ｓｉである。

〔０１２５〕

(iv)さらに第１試験と同様に、各試料全体の分析組成からＮｉeq およびＣｒeq を算出して表５Ｂに示した。これらのＮｉeq およびＣｒeq を

図２の組織図上に重ねて◆印でプロットした。Ｃｓ は第１試験の場合と同様に取り扱った。

〔０１２６〕

(v)耐酸化性は、ＪＩＳ Ｚ ２２８２に基づき、酸化減量または酸化増量を測定することで評価した。具体的には、先ず、鋳込みにより作成したＪＩＳＢ、Ｄ号Ｙブロックから採取したφ２０ｘ２０ｍｍの各種試験片を８００℃の大気雰囲気中に１００時間保持した。この加熱処理後の試験片にショット球径が０．４ｍｍの鉄球を投射し、表面の酸化皮膜が無くなるまで投射を行った。ここで酸化増量または酸化減量は、単位面積あたりの試験片の質量増加量または質量減少量である。酸化増量は上記加熱処理直後（ショット前）の試験片の質量から、加熱処理前の試験片の質量を差し引いたものである。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。

〔０１２７〕

こうして求めた酸化増量および酸化減量を表５Ｂに示した。また各試験片の酸化減量を棒グラフで図１１に示した。なお、図１１中には、表５Ａ、５Ｂに示した試験片の酸化減量の他、表４Ａ、４Ｂに示した一部の試験片の酸化減量をも併せて示した。

〔０１２８〕

また、図１２（ａ）、（ｂ）および図１３（ａ）、（ｂ）には、Ｆｅ－３％Ｃ－４％Ｓｉ－ａ％Ｎｉ－ｂ％Ｍｎ－ｃ％Ｃｒ－ｄ％Ｃｕ（質量％）をベースに、本発明のオーステナイト系鋳鉄に係る基本元素であるＮｉ、Ｍｎ、ＣｒおよびＣｕの含有量（添加量）と酸化減量との相関を調査した結果を示した。

〔０１２９〕

（vi）靭性は、ＪＩＳ Ｚ ２２４２に基づき試験を行い、各試験片のシャルピー衝撃値を測定することで評価した。具体的には、ＪＩＳＢ、Ｄ号Ｙブロックから採取した１０ｘ１０ｘ５０ｍｍのＶノッチ試験片

を用いて、室温下で各試験片のシャルピー衝撃値を測定した。

こうして求めたシャルピー衝撃値を表５Ｂに示した。また各試験片のシャルピー衝撃値を棒グラフで図１４に示した。なお、図１４中には、表５Ａ、５Ｂに示した試験片のシャルピー衝撃値の他、表４Ａ、４Ｂに示した一部の試験片のシャルピー衝撃値をも併せて示した。

また、図１５には、図１４に示した各試験片のシャルピー衝撃値と各試験片のＣｒ含有量との相関を示した。

〔０１３０〕

(vii)耐力、引張強さ、伸び、絞り、ヤング率の測定は、ＪＩＳＧ０５６７に準じて８００℃の試験を行い、その結果を表５Ｂに併せて示した。また、従来の鋳鉄の測定データを参考例として表５Ｂに併せて示した（Ｎｏ．Ｒ３～Ｒ６）。

なお、耐力、引張強さ、伸び、絞り、ヤング率の測定には、鋳込みにより作成したＪＩＳＡ号Ｙブロックから採取したφ６ｍｍの丸棒試験片を用いた。

〔０１３１〕

各試験片の０．２％耐力および破断伸びを棒グラフで図１６に示した。この場合も同様に、表５Ａ、５Ｂに示した試験片の他に表４Ａ、４Ｂに示した一部の試験片についても併せて示した。また、図１７には、各試験片の破断伸びと、Ｃｒ含有量またはＣｕ含有量との相関を示した。

〔０１３２〕

なお、図１７（ｂ）にプロットした試験片のＣｒ以外の組成は次の通りである。Ｃｕ＝０％のものはＮｉ＝１４．５％でＭｎ＝５．５％、Ｃｕ＝１．５％のものはＮｉ＝１３％でＭｎ＝５．５％、Ｃｕ＝３％のものはＮｉ＝１１．５％でＭｎ＝５．５％、Ｃｕ＝４．５％のものはＮｉ＝１０．０％でＭｎ＝５．５％である。

さらに、前述した板厚５ｍｍの試験片の硬さ（（Ｈｖ２０ｋｇｆ））を棒グラフで図１８に示した。

〔０１３３〕

（viii）各試験片を鋳造した際の湯廻り性についても検討した。具体的には、図１９に示す板形状の試験片について、完全に湯廻りしたときに得られる試験片の全面積から、鋳造時に形成される湯廻り欠陥部の面積を差し引いて求まる湯廻り部面積を求めた。この湯廻り部面積に基づき、各試験片の湯廻り性を相対評価した。

図２０には、湯廻り性がもっとも良好であった試験片Ｎｏ．５－１、５－９、４－３の湯廻り部面積を「１」として、他の試験片の湯廻り性を相対評価した結果を棒グラフで示した。

〔０１３４〕

（ix）各試験片を鋳造した際の引けについても検討した。具体的には、図２４に示すように、試験片にできた内引け部または外引け部にショット玉（φ０．５ｍｍ）を詰め込み、そのショット玉の総重量を測定することで引け量を評価した。試験片Ｎｏ．Ｒ３の引け量を「１」として、各試験片の引け量を相対評価した結果を図２５に示した。

〔０１３５〕

（x）先ず、加熱温度域と線膨張係数との相関を調査した。線膨張係数の測定は、試験片の温度を特定範囲内で昇温温度３℃／ｍｉｎで変化させて行った。この測定は窒素雰囲気（０．０５ＭＰａ）で行った。用いた試験片の形状は３ｍｍ角で長さ１５ｍｍの角柱状とした。試験片は予め、大気中で９５０℃以上に加熱して焼鈍しておいた。この測定を各試験片についてそれぞれ２回行い、その平均を求めた。この結果を図２６に示す。なお、図２６中、「Ｅ－０６」は10^{-6}（１００万分の１）を意味する。

〔０１３６〕

次に、加熱温度幅を１５０～８００℃に限定して、各試験片の平均線膨張係数を求めた。この結果を図２７に示す。

〔０１３７〕

（xi）各試験片の室温における熱伝導率を測定した。この結果を図２８に示す。

〔０１３８〕

（３）評価

(i)先ず、いずれの試験片も、Ｘ線解析の結果、表５Ａのオーステナイト率が１００％となっている。また、このことは、図９に示すＸＲＤ図および図１０に示す温度と線膨張係数の相関図において、一般的にオーステナイト系鋳鉄として知られている試験片Ｎｏ．Ｒ３またはフェライト系鋳鉄として知られている試験片Ｎｏ．Ｒ６と試験片Ｎｏ．５－５等とのグラフ形態を比較することでも確認される。すなわち、図９からは、試験片Ｎｏ．５－１、Ｎｏ．５－５およびＮｏ．５－９のＸＲＤ線図がオーステナイト相からなる他の試験片Ｎｏ．Ｒ３と同じ形態を示しており、フェライト相からなる試験片Ｎｏ．Ｒ６とは異なる形態を示していることがわかる。

〔０１３９〕

また図１０からは、試験片Ｎｏ．５－５の温度と線膨張係数の相関図が、オーステナイト相からなる他の試験片Ｎｏ．４－３、Ｎｏ．Ｒ３およびＲ４と同じような、なだらかな形態を少なくとも９１０℃付近まで示しているのに対して、フェライト相からなる試験片Ｎｏ．Ｒ６のように特定温度域（７５０℃付近）で線膨張係数が急変していないことがわかる。このことからも、試験片Ｎｏ．５－１～５－１２の鋳鉄はほぼオーステナイト単相からなるオーステナイト系鋳鉄であることが確認された。

〔０１４０〕

一方、図２からわかるように、このような試験片Ｎｏ．５－１～５－１２は、本来、シェフラーの組織図上では、一応、オーステナイト相（Ａ）とマルテンサイト相（Ｍ）の混合相に位置づけられる。しかし、本発明のオーステナイト系鋳鉄は、そのような位置付けの組成にも拘らず、全体的な組成範囲を適切に調整することで、ほぼオーステナイト単相になった。

〔０１４１〕

また、ＮｉＭｎ１３７が常温ではオーステナイト単相でないことと、シェフラーの組織図上では、ＮｉＭｎ１３７よりもオーステナイト単相になりにくいと推測される試験片（図２における点線よりも下の試験片）の全てが常温でもオーステナイト単相となったことから、Ｃｒ当量が７～９の範囲においてはＮｉ当量が少なくてもオーステナイト単相となることが推測できる。

〔０１４２〕

シェフラーの組織図においてＣｕとＮｉが、Ｎｉ当量に関して等価であると推測されることから、例えば、５－１２のＣｕ量を「０」から「１．５」に増やし、Ｎｉ量を「８．５」から「７」に減量したとしても、Ｎｉ当量に変化は無いので、オーステナイト単相のままであることが予測できる。このようにすれば、Ｎｉ量をさらに低減することができる。

〔０１４３〕

また、シェフラーの組織図においてＭｎとＮｉが、Ｎｉ当量に関して０．５：１の関係であることから、例えば、５－１２のＭｎ量を「７．５」から「０．１」に減らし、Ｎｉ量を「８．５」から「１２．２」に増やしたとしても、Ｎｉ当量に変化は無いので、オーステナイト単相のままであることが予測できる。なお、Ｎｉ量だけを増量するのではなく、Ｎｉ量とＣｕ量の両方を増やしても良い。このように、硬さを上昇させる要因であるＭｎ量を減らすことができれば、オーステナイト系鋳鉄の硬さを低下させることができる。

〔０１４４〕

(ii)次に、試験片Ｎｏ．５－１～５－１２の酸化減量はいずれも１００ｍｇ／ｃｍ^2 以下であり、耐酸化性に優れることが図１１からわかる。特に図１２および図１３からわかるように、酸化減量は含有元素の種類およびその含有量に大きく影響を受け、その影響力はＣｒ＞Ｎｉ＞Ｃｕ＞Ｍｎの順となった。本発明のように、従来よりもＮｉ量を相当少なくしたオーステナイト系鋳鉄では、ＣｒまたはＣｕ（特にＣｒ）を含

有させることが耐酸化性の向上に有効であることが確認された。

〔０１４５〕

(iii)一方、Ｃｒの含有量の増加に伴い、オーステナイト系鋳鉄の靭性が低下することが図１４および図１５からわかる。もっとも、Ｃｒの含有量が２．５質量％程度なら、従来のオーステナイト系鋳鉄（試験片Ｎｏ．Ｒ５）やフェライト系鋳鉄（試験片Ｎｏ．Ｒ６）と同等以上の靭性を有することが確認された。さらに図１５から、Ｍｎの含有量が少ない方が、オーステナイト系鋳鉄の靭性（シャルピー衝撃値）が高くなる傾向にあることもわかる。

図１２および図１５から、従来のオーステナイト系鋳鉄（試験片Ｎｏ．Ｒ３、Ｒ４）と同等以上の耐酸化性および靭性を確保する上で、Ｃｒ含有量は０．５～２量％さらには０．５～１．５質量％程度がより好ましいといえる。

〔０１４６〕

(iv)図１６から、試験片Ｎｏ．５－１～５－１２の鋳鉄はいずれも、従来のオーステナイト系鋳鉄（試験片Ｎｏ．Ｒ３～Ｒ５）やフェライト系鋳鉄（試験片Ｎｏ．Ｒ６）に対して同等以上の高温強度（８００℃での０．２％耐力および破断伸び）を有することがわかる。

また図１７（ａ）から、オーステナイト系鋳鉄の高温での破断伸びはＣｒの含有量の増加により向上するが、その含有量が２．５質量％程度でほぼ飽和状態になることがわかる。一方、図１７（ｂ）から、オーステナイト系鋳鉄の高温での破断伸びはＣｕの含有量の増加により急減することがわかる。そこで、Ｃｒの含有量の上限は３質量％以下さらには２．５質量％程度が好ましく、Ｃｕの含有量の上限は２質量％程度が好ましいといえる。

〔０１４７〕

(v)図１８から試験片Ｎｏ．５－１～５－１２（板厚５ｍｍ部分）の硬さはいずれも２５０Ｈｖ程度であり、切削等の加工性も良好であると思われる。

なお、図２３から分かるように、試験片の硬さは添加元素と板厚の影響を受ける。すなわち、ＣｒまたはＭｎを添加すると、試験片の硬さが上昇する傾向となる。逆に、ＮｉまたはＣｕを添加すると硬さが低下する傾向となる。このことから、これらの添加元素の選択およびその添加量の調整により、所望する硬さのオーステナイト系鋳鉄が得られることがわる。

もっとも、得られる硬さは、試験片（鋳物）の厚さの影響も受ける。板厚の小さい部分では添加元素の影響が大きいが、その板厚が大きくなるほど、いずれの添加元素の影響も小さくなり、基準組成からなる試験片の硬さに収束する傾向を示すこともわかった。

〔０１４８〕

(vi)図２０に示した湯廻りの相対評価から、試験片Ｎｏ．５－１～５－１２はいずれも、従来のオーステナイト系鋳鉄（試験片Ｎｏ．Ｒ５）よりも湯廻り性に優れていた。特に、本発明に係るオーステナイト系鋳鉄の試験片の湯廻り性は、試験片Ｎｏ．５－１１を除き、相対評価ながら全て約１であり、非常に良好であり、従来のオーステナイト系鋳鉄（試験片Ｎｏ．Ｒ３）よりも湯廻り性に優れることも確認された。

〔０１４９〕

(vii)図２５に示した引け量の相対評価から、いずれもの試験片も、、代表的なオーステナイト系鋳鉄（試験片Ｎｏ．Ｒ３）よりも引け量が少ないことがわかった。具体的には、引け量の多い試験片で７０～８５％程度であり、引け量の少ない試験片では３５～５０％程度であり、フェライト系鋳鉄（試験片Ｎｏ．Ｒ５）の引け量に近いものであった。

〔０１５０〕

(viii)図２６から、加熱温度域に拘らず、試験片Ｎｏ．４－３やＮｏ．５－５のオーステナイト系鋳鉄の平均線膨張係数は、既存のオーステナイト系鋳鉄（試験片Ｎｏ．Ｒ４）の平均線膨張係数とほぼ同程度であることがわかった。

〔０１５１〕

また図２７から、試験片Ｎｏ．５－１～５－１２やＮｏ．４－３、４－４、４－１１、４－１２の平均線膨張係数は、既存のフェライト系鋳鉄（試験片Ｎｏ．Ｒ５、Ｒ６）よりも高いことは勿論、Ｎｉを多く含有した既存のオーステナイト系鋳鉄（試験片Ｎｏ．Ｒ３、Ｒ４）よりも少し高めであった。

〔０１５２〕

(ix)図２８から、試験片Ｎｏ．５－１～５－１２やＮｏ．４－３、４－４、４－１１、４－１２の熱伝導率は、既存のフェライト系鋳鉄（試験片Ｎｏ．Ｒ５、Ｒ６）の熱伝導率よりも低いが、既存のオーステナイト系鋳鉄（試験片Ｎｏ．Ｒ３）の熱伝導率とほぼ同程度であった。

〔０１５３〕

(x) 試験片Ｎｏ．５－５、５－６は、Ｎｉの量が少ないにもかかわらず、硬さが適度で且つ、耐酸化性に優れており、優れている材料であると言える。

〔０１５４〕

〈第６試験〉

（１）試験片の製造方法

基本元素の組成および助剤の種類や添加量を変更し、他は第４試験と同様にして６種類の試験片（Ｎｏ．６－１～６－６）を製造した。なお、各試験片を鋳造する際、接種材および球状化材等の助材の添加も行った。

〔０１５５〕

接種材の添加は、東洋電化社製トヨバロンＢＩＬ（７４．１８Ｓｉ－１．２３Ｃａ－０．５５Ｂａ－０．７２Ｂｉ－０．５１Ａｌ－Ｆｅ）である。これを元湯に対して０．４質量％の割合で添加した。

球状化材はＭｇ単体４質量％、Ｒ.Ｅ.（ミッシュメタル）１．８質量％の含有量を有する球状化材を使用し、元湯１００％に対して、Ｍｇの残留量が０．０４～０．０６質量％、Ｓｂ単体０．０００５質量％とな

るように、元湯に添加して行った。

〔０１５６〕

（２）試験片の測定

上記製造方法により製造した配合組成が異なる６種類の試験片（Ｎｏ．６－１～６－６）を以下の分析に供した。

〔０１５７〕

(i)第１試験の場合と同様にして、各試料の分析組成と、その分析組成に基づくＣeq、Ｎｉeq およびＣｒeq と、オーステナイト率とをそれぞれ求めた。これらの結果を表６Ａに示した。なお、湿式分析に基づき各試験片の主要元素の分析を行ったが、これと併せて、各試験片に対してガス分析も行った。このガス分析方法は、ＬＥＣＯ社製分析装置を用いて、高周波燃焼によりガス化された気体を赤外線吸収法で定量化し、Ｏは赤外線吸収法で定量化し、Ｎは熱伝導度法で定量化した。

〔０１５８〕

(ii)上記の各試験片の厚さ２.５ｍｍ、１２ｍｍ、５ｍｍおよび３ｍｍの各部分から試料を採取し、それらについて第２試験と同様に、黒鉛の球状化率および粒数、硬さ（Ｈｖ２０ｋｇｆ）を測定した。但し、黒鉛の球状化率および粒数は、黒鉛最小粒径が５μｍ以上のものを対象とした。この結果を表６Ｂに示した。

〔０１５９〕

(iii)各試験片の耐酸化性は、ＪＩＳ　Ｚ　２２８２に基づき、酸化減量または酸化増量を測定することで評価した。具体的には、先ず、鋳込みにより作成したＪＩＳＢ、Ｄ号Ｙブロックから採取した２０ｘ３０ｘ５ｍｍの各種試験片を７５０℃、８００℃、８５０℃の大気雰囲気中に１００時間保持した。この加熱処理後の試験片にショット球径が０．４ｍｍの鉄球を投射し、表面の酸化皮膜が無くなるまで投射を行った。ここで酸化増量または酸化減量は、単位面積あたりの試験片の質量増加量または質量減少量である。酸化増量は上記加熱処理直後（ショット前）の試験片の質量から、加熱処理前の試験片の質量を差し引いたものであ

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を表面積で割った値である。こうして求めた各試験片の酸化増量および酸化減量を表６Ｂに示した。

〔０１６０〕

さらに、各試験片を加熱保持する大気雰囲気中の温度を８００℃の他、７５０℃、８５０℃とした場合についても、各試験片ごとに酸化減量および酸化増量を測定した。その結果を表６Ｃに示すと共に各試験片の酸化減量を棒グラフで図２９に示した。なお、表６Ａ、表６Ｂおよび図２９中には、本試験片（Ｎｏ．６－１～６－６）の他、比較のために従来の鋳鉄からなる試験片（Ｎｏ．Ｒ３、Ｒ４、Ｒ５、Ｒ７）の酸化減量をも併せて示した。ちなみに、表６Ａ、表６Ｂおよび図２９に示した酸化減量は２回の平均値および酸化増量は３回の平均値である。

〔０１６１〕

(vi)各試験片の耐力（０．２％耐力）、引張強さ、伸びの測定は、ＪＩＳＧ０５６７に準じて８００℃の各試験片について行った。これらの測定には、鋳込みにより作成したＪＩＳＢ号Ｙブロックから採取したφ６ｍｍの丸棒試験片を用いた。その結果を表６Ｂに併せて示した。

〔０１６２〕

さらに、各試験片の温度を８００℃の他、室温（ＲＴ）、７５０℃、８５０℃とした場合についても、各試験片ごとに耐力、引張強さ、伸びを同様に測定した。その結果を表６Ｃに示すと共に各試験片の耐力、引張強さ、伸びを棒グラフで図３０～３２にそれぞれ示した。この場合についても、本試験片（Ｎｏ．６－１～６－６）の他、比較のために従来の鋳鉄からなる試験片（Ｎｏ．Ｒ３、Ｒ４、Ｒ５、Ｒ７）の耐力、引張強さ、伸びをも併せて示した。ちなみに、表６Ａ、表６Ｂおよび図３０～３２に示した耐力、引張強さおよび伸びは、各試験片について求めた３回の測定値を平均した値である。

〔０１６３〕

(v)各試験片の熱疲労寿命を測定した。この熱疲労寿命の測定は次のようして行った。ＪＩＳＢ号Ｙブロックから採取したφ８ｍｍの各種組成からなる丸棒試験片を用意した。

〔０１６４〕

各試験片の拘束率を１００％としつつ、その試験片の温度を８００℃と２００℃との間で繰り返し変動させ、試験片に作用する応力が１０％低下するサイクル数と、２５％低下するサイクル数と、５０％低下するサイクル数と、試験片が分離破断するサイクル数とをそれぞれ調べた。さらに、各試験片の拘束率を１００％とした他、拘束率を５０％および３０％とした場合についても、同様に、試験片に作用する応力が１０％、２５％および５０％低下するサイクル数と、試験片が分離破断するサイクル数とをそれぞれ求めた。

〔０１６５〕

なお、この熱疲労試験はｃｏｆｆｉｎ型熱疲労試験機で行い、拘束率ηとは自由膨張量Ａに対して拘束される量（Ｂ）の割合（η＝Ｂ／Ａｘ１００（％））を意味する。また、１０％応力低下、２５％応力低下または５０％応力低下は、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に、そこから１０％減少時のサイクル数、２５％減少時のサイクル数または５０％減少時のサイクル数をそれぞれ意味する。

〔０１６６〕

上記の熱疲労試験に加えてさらに、各試験片の拘束率を１００％としつつ、その試験片の温度を１５０℃と８００℃との間で繰り返し変動させ、試験片に作用する応力が１０％低下するサイクル数と、２５％低下するサイクル数と、試験片が分離破断するサイクル数とをそれぞれ調べた。

〔０１６７〕

これらの結果を表６Ｃにまとめて示すと共に各試験片の熱疲労寿命を棒グラフで図３３に示した。なお、本試験片（Ｎｏ．６－１～６－６）

の他、比較のために従来の鋳鉄からなる試験片（Ｎｏ．Ｒ３、Ｒ４、Ｒ５、Ｒ７）についても、それぞれの熱疲労寿命を併せて示した。

〔０１６８〕

(vi)各試験片の線膨張係数を求めた。この線膨張係数は、窒素雰囲気（０．０５ＭＰａ）の下で、各試験片の温度を昇温温度３℃／ｍｉｎで４０℃から９００℃まで変化させたときの試験片の長さの変化を測定して求めた。この測定に用いた試験片の形状は、３ｍｍ角で長さ１５ｍｍの角柱状とした。各試験片は予め、大気中で９５０℃以上に加熱して焼鈍しておいた。この結果を表６Ｃに示した。

〔０１６９〕

なお、表６Ｃ中、「平均」線膨張係数とあるのは、４０～９００℃までの平均的な熱膨張係数を意味し、この平均線膨張係数は、各試験片について求めた２回の測定値（平均線膨張係数）をさらに平均した値である。

〔０１７０〕

（３）評価

(i)先ず、Ｘ線解析の結果、表６Ａのいずれの試験片（Ｎｏ．６－１～６－６）も、オーステナイト率がほぼ１００％であった。このことは表６Ｃに示すように、それらの試験片（Ｎｏ．６－１～６－６）の線膨張係数が、一般的にオーステナイト系鋳鉄として知られている試験片Ｎｏ．Ｒ３と同等であることからも分かる。

〔０１７１〕

(ii)次に、表６Ｂからわかるように、板厚に拘らず各試験片の球状化率は高く、板厚の大きな試験片でも黒鉛の粒数が十分となった。つまり、板厚に拘らずいずれの試験片（Ｎｏ．６－１～６－６）でも、黒鉛が球状にほぼ均一に晶出することがわかった。従って、それらの試験片と同様な組成であれば、表面のみならず内部でも、黒鉛が球状にほぼ均一に晶出した金属組織からなる鋳物が得らえる。

〔０１７２〕

さらにいずれの板厚の試験片でも、硬さが２００Ｈｖ～３００Ｈｖ程度と安定しており、本実施例のオーステナイト系鋳鉄（鋳物）は、機械的特性に優れると共に機械加工性にも優れるといえる。

〔０１７３〕

(iii)試験片Ｎｏ．６－１～６－６の酸化減量は、表６Ｂ、表６Ｃおよび図２９から解るように、いずれも、加熱温度が７５０℃なら３０ｍｇ／ｃｍ^2 以下程度であり、加熱温度が８００℃なら５０ｍｇ／ｃｍ^2 以下程度と少なかった。加熱温度が８５０℃の場合でも、いずれの酸化減量も１００ｍｇ／ｃｍ^2 以下程度であり、本実施例のオーステナイト系鋳鉄は耐酸化性に優れることがわかる。

〔０１７４〕

もっとも、例えば、試験片Ｎｏ．６－１と試験片Ｎｏ．６－５、試験片Ｎｏ．６－５と試験片Ｎｏ．６－６を比較すれば、酸化減量の抑制つまり耐酸化性の向上には、Ｃｒ量またはＮｉ量が大きく影響することがわかる。特に、Ｃｒ量およびＮｉ量の両方が多い試験片Ｎｏ．６－３では、酸化減量の抑制が著しく、試験片Ｎｏ．Ｒ７と同レベルであることが確認された。

〔０１７５〕

(iv)試験片Ｎｏ．６－１～６－６の耐力、引張強度および破断伸びはいずれも、表６Ｂ、表６Ｃおよび図３０～３２から解るように、従来のオーステナイト系鋳鉄である試験片Ｎｏ．Ｒ３または試験片Ｎｏ．Ｒ４などと同等以上であった。特に、Ｃｕを含まない試験片Ｎｏ．６－２は、耐力や引張強度がほとんど低下せず、伸びが著しく向上して高い延性を示した。

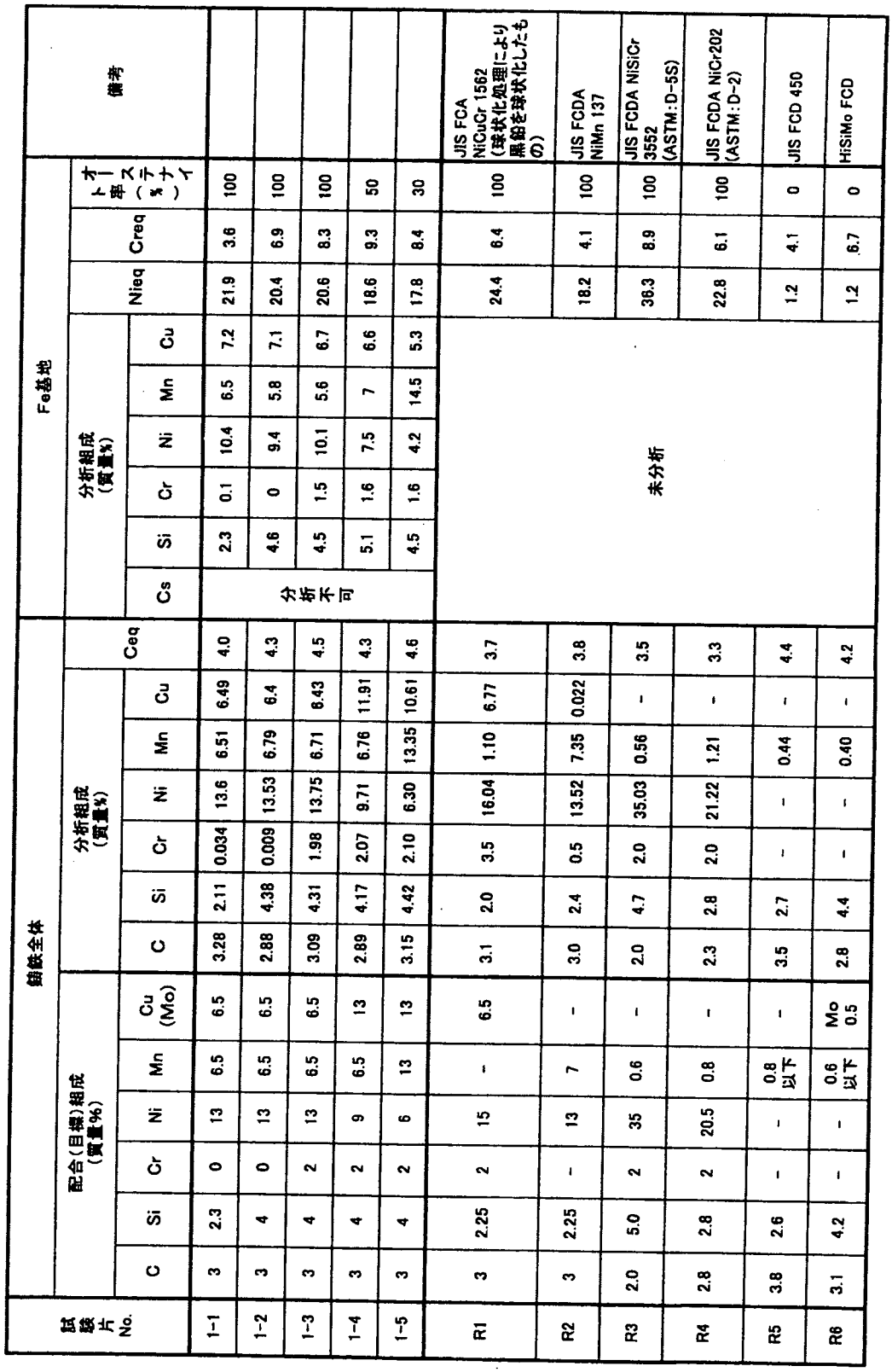
特に試験片Ｎｏ．６－６は、Ｃｒを含有しているために耐酸化性がかなり向上している。しかも試験片Ｎｏ．６－６のＣｒ含有量は、１．５％であって試験片Ｎｏ．６－３の２．５％よりも少ないため、比較的硬さが低いという優れた特性を発揮している。

〔０１７６〕

（v）試験片Ｎｏ．６－１～６－６の熱疲労寿命はいずれも、表６Ｃおよび図３３から解るように、一般的なオーステナイト系鋳鉄である試験片Ｎｏ．Ｒ３や試験片Ｎｏ．Ｒ４と同等以上であった。もっとも全体的に観て試験片の熱疲労寿命は、Ｎｉ量が多くＣｒ量が少ないほど高くなり、また、適量なＣｕを含む試験片の方が熱疲労寿命は高くなった。

〔０１７７〕

［表１Ａ］



試験片No.	鋳鉄全体												Fe基地											備考
	配合(目標)組成(質量%)					分析組成(質量%)					Ceq	分析組成(質量%)						Nieq	Creq	オーステナイト率(%)			
	C	Si	Cr	Ni	Mn	Cu(Mo)	C	Si	Cr	Ni	Mn	Cu		Cs	Si	Cr	Ni	Mn	Cu					
1-1	3	2.3	0	13	6.5	6.5	3.28	2.11	0.034	13.6	6.51	6.49	4.0	分析不可	2.3	0.1	10.4	6.5	7.2	21.9	3.6	100		
1-2	3	4	0	13	6.5	6.5	2.88	4.38	0.009	13.53	6.79	6.4	4.3		4.6	0	9.4	5.8	7.1	20.4	6.9	100		
1-3	3	4	2	13	6.5	6.5	3.09	4.31	1.98	13.75	6.71	6.43	4.5		4.5	1.5	10.1	5.6	6.7	20.6	8.3	100		
1-4	3	4	2	9	6.5	13	2.89	4.17	2.07	9.71	6.76	11.91	4.3		5.1	1.6	7.5	7	6.6	18.6	9.3	50		
1-5	3	4	2	6	13	13	3.15	4.42	2.10	6.30	13.35	10.61	4.6		4.5	1.6	4.2	14.5	5.3	17.8	8.4	30		
R1	3	2.25	2	15	-	6.5	3.1	2.0	3.5	16.04	1.10	6.77	3.7	未分析						24.4	6.4	100	JIS FCA NiCuCr 1562 (球状化処理により黒鉛を球状化したもの)	
R2	3	2.25	-	13	7	-	3.0	2.4	0.5	13.52	7.35	0.022	3.8							18.2	4.1	100	JIS FCDA NiMn 137	
R3	2.0	5.0	2	35	0.6	-	2.0	4.7	2.0	35.03	0.56	-	3.5							36.3	8.9	100	JIS FCDA NiSiCr 3552 (ASTM:D-5S)	
R4	2.8	2.8	2	20.5	0.8	-	2.3	2.8	2.0	21.22	1.21	-	3.3							22.8	6.1	100	JIS FCDA NiCr202 (ASTM:D-2)	
R5	3.8	2.6	-	-	0.8以下	-	3.5	2.7	-	-	0.44	-	4.4							1.2	4.1	0	JIS FCD 450	
R6	3.1	4.2	-	-	0.6以下	Mo 0.5	2.8	4.4	-	-	0.40	-	4.2							1.2	6.7	0	HiSiMo FCD	

〔０１７８〕

［表１Ｂ］

試験片No.	耐熱強度(MPa)				備考
	150℃		800℃		
	耐力	引張強さ	耐力	引張強さ	
1-1	未測定				
1-2					
1-3					
1-4					
1-5					
R1	未測定				JIS FCA NiCuCr 1562 (球状化処理により黒鉛を球状化したもの)
R2					JIS FCDA NiMn 137
R3	181	419	73	116	JIS FCDA NiSiCr 3552 (ASTM:D-5S)
R4	219	446	87	134	JIS FCDA NiCr202 (ASTM:D-2)
R5	403	503	27	48	JIS FCD 450
R6	459	610	28	43	HiSiMo FCD (TS FCDA4)

〔０１７９〕

［表２Ａ］

試験片No.	基本元素の配合組成（質量%）						鋳鉄全体の分析組成（質量%）									
	C	Si	Cr	Ni	Mn	Cu	C	Si	Cr	Ni	Mn	Cu	Mg	Ce	S	P
2-1	3.0	4.0	1.5	10.0	5.5	6.0	2.95	3.90	1.41	10.10	5.52	6.18	0.04	0.01	0.005	0.03
2-2	3.0	4.0	1.5	10.0	5.5	6.5	3.04	3.75	1.41	9.90	5.47	7.39	0.04	0.01	0.007	0.03
2-3	3.0	4.0	1.5	6.0	14.5	6.0	3.01	4.04	1.52	6.26	14.50	6.09	0.03	0.01	0.001	0.04
2-4	3.0	4.0	1.5	10.0	5.5	5.5	3.05	3.95	1.54	10.00	5.42	5.53	0.04	0.01	0.008	0.03
2-5	3.0	4.0	1.5	7.5	14.5	6.0	3.06	4.19	1.48	7.75	14.5	6.05	0.04	0.01	0.002	0.04
2-6	3.0	4.0	1.5	7.5	7.5	6.0	3.04	3.81	1.51	7.42	7.52	6.03	0.03	0.01	0.006	0.03
2-7	3.0	4.0	1.5	7.5	10.0	6.0	3.04	3.98	1.50	7.64	10.10	5.93	0.03	0.01	0.005	0.03
2-8	3.0	4.0	1.5	6.0	10.0	6.0	3.02	4.00	1.52	6.06	10.20	5.91	0.03	0.01	0.004	0.03
2-9	3.0	4.0	1.5	5.0	14.5	8.0	3.04	3.97	1.48	5.22	14.90	8.48	0.04	0.01	0.001	0.03
2-10	3.0	4.0	1.5	7.5	7.5	8.0	2.95	3.85	1.47	7.56	7.67	7.91	0.03	0.01	0.005	0.03
2-11	3.0	4.0	1.5	7.5	5.5	8.0	3.00	2.96	1.52	7.66	5.74	8.28	0.01	-	0.005	0.03
2-12	3.0	4.0	1.5	6.0	10.0	8.0	3.04	3.94	1.49	6.10	9.84	7.61	0.03	0.01	0.003	0.03
2-13	3.0	4.0	1.5	6.0	7.5	8.0	3.01	3.87	1.51	6.31	7.73	7.86	0.03	0.01	0.003	0.03

〔０１８０〕

［表２Ｂ］

試験片No.	当量(%)			鋳造組織				耐熱強度(MPa)				
	Ceq	Nieq	Creq	オーステナイト率(%)	球状化率(%)(12mm部分)(最小黒鉛粒径10μm)	粒数(個/mm2)(12mm部分)	硬度Hv(20kgf)(12mm部分)	150℃		800℃		
								耐力	引張強さ	耐力	引張強さ	
2-1	4.25	19.9	7.3	100	80	226	217	240	412	91	93	
2-2	4.29	20.9	7.0	100	75	108	231	244	374	87	88	
2-3	4.36	20.5	7.6	100	74	51	459	-	-	-	-	
2-4	4.37	19.1	7.5	100	71	244	209	239	417	95	97	
2-5	4.46	22.0	7.8	100	66	71	487	-	-	-	-	
2-6	4.31	18.1	7.2	100	50	183	269	241	301	84	87	
2-7	4.37	19.5	7.5	—	48	180	266	-	-	-	-	
2-8	4.35	18.0	7.5	100	41	174	332	260	320	93	113	
2-9	4.36	22.1	7.4	—	チル化	黒鉛無	538	-	-	-	-	
2-10	4.23	20.2	7.2	—	チル化	黒鉛無	467	-	-	-	-	
2-11	3.99	19.7	6.0	—	チル化	黒鉛無	363	-	-	-	-	
2-12	4.35	19.5	7.4	—	チル化	黒鉛無	546	-	-	-	-	
2-13	4.30	18.9	7.3	—	チル化	黒鉛無	490	-	-	-	-	

〔０１８１〕

［表３Ａ］

試験片No	基本元素の配合組成（質量%）						分析組成（質量%）															
	C	Si	Cr	Ni	Mn	Cu	C	Si	Cr	Ni	Mn	Cu	Mg	Ce	Ba	Al	Ca	S	P			
3-1	3	4	1.5	10	5.6	6.7	2.95	4.24	1.45	9.77	5.37	6.48	0.03	0.01	0.0011	0.01	0.01	0.004	0			
3-2	3	4	1.5	10	5.5	5.5	3.11	3.67	1.5	10.4	5.65	5.67	0.03	0.01	0.002	0.002	0	0.007	0.04			

〔０１８２〕

［表３Ｂ］

試験片No	当量(%) Ceq	当量(%) Nieq	当量(%) Creq	オーステナイト率（%）	球状化率（最小黒鉛粒径10μm） 採取部分の試験片の厚さ(mm) 25	12	5	3	粒数（最小黒鉛粒径10μm） 25	12	5	3	硬度 Hv(20kgf) 25	12	5	3	耐熱強度(MPa) 150℃ 耐力	150℃ 引張強さ	800℃ 耐力	800℃ 引張強さ
3-1	4.33	20.0	7.8	100	72.8	64.5	57	60	99.2	74.9	63.5	283	213	221	221	346	239	380	86	87
3-2	4.33	19.9	7.0	100	85	83	74	71	233	241	387	282	218	213	227	303	246	405	96	98

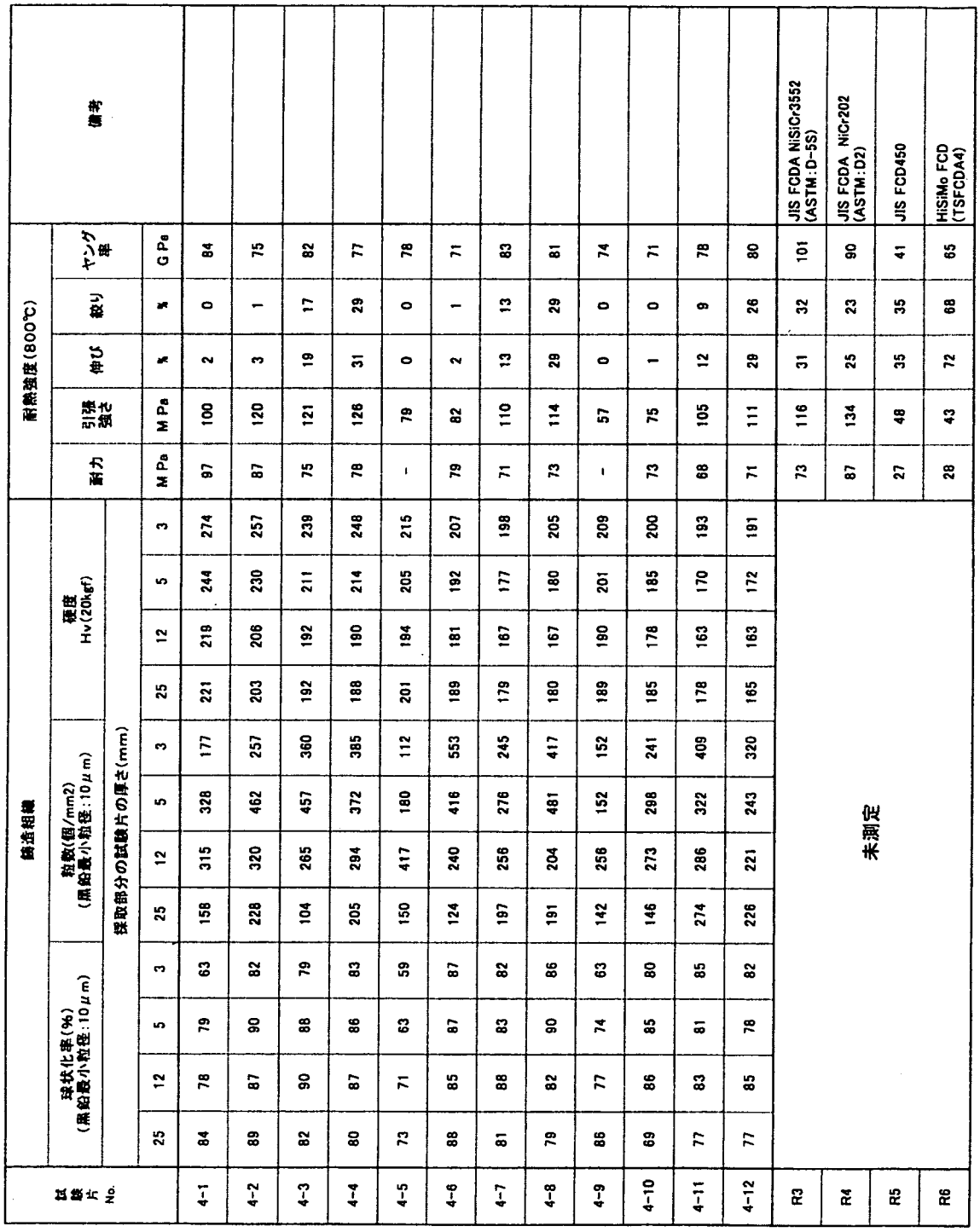
〔０１８３〕

［表４Ａ］

試験片 No.	基本元素の配合組成（質量%） C	Si	Cr	Mn	Ni	Cu (Mo)	鋳造全体の分析組成（質量%） C	Si	Cr	Ni	Mn	Cu (Mo)	P	Mg	Ce	S	当量(%) Ceq	Nieq	Creq	オーステナイト（%）	備考
4-1	3.0	4.0	1.5	5.5	10.0	4.5	2.95	3.88	1.58	10.07	5.79	4.54	0.018	0.038	0.015	0.006	4.2	18.4	7.4	100	
4-2	3.0	4.0	1.5	5.5	11.5	3.0	3.01	3.91	1.62	11.76	5.8	3.09	0.021	0.039	0.016	0.005	4.3	18.7	7.5	100	
4-3	3.0	4.0	1.5	5.5	13.0	1.5	2.96	3.87	1.64	12.94	5.98	1.56	0.022	0.034	0.015	0.004	4.3	18.4	7.4	100	
4-4	3.0	4.0	1.5	5.5	14.5	0.0	3.04	3.95	1.62	14.11	6.02	0.01	0.021	0.039	0.017	0.005	4.4	18.0	7.5	100	
4-5	3.0	4.0	0.5	5.5	10.0	4.5	3.01	3.95	0.56	9.85	5.85	4.63	0.021	0.043	0.017	0.005	4.3	18.3	6.5	100	
4-6	3.0	4.0	0.5	5.5	11.5	3.0	2.97	4	0.55	11.61	5.5	3.12	0.019	0.041	0.017	0.006	4.3	18.4	6.6	100	
4-7	3.0	4.0	0.5	5.5	13.0	1.5	2.93	3.9	0.55	13.11	5.95	1.57	0.023	0.041	0.018	0.005	4.2	18.6	6.4	100	
4-8	3.0	4.0	0.5	5.5	14.5	0.0	2.99	4.08	0.55	14.58	6.03	0	0.022	0.042	0.019	0.006	4.4	18.5	6.7	100	
4-9	3.0	4.0	0.0	5.5	10.0	4.5	2.92	3.89	0.01	10.17	5.4	4.56	0.024	0.049	0.02	0.005	4.2	18.3	5.8	100	
4-10	3.0	4.0	0.0	5.5	11.5	3.0	2.92	3.85	0.01	11.76	5.73	3.1	0.024	0.04	0.018	0.004	4.2	18.6	5.8	100	
4-11	3.0	4.0	0.0	5.5	13.0	1.5	2.96	3.85	0.01	13.23	5.84	1.54	0.024	0.039	0.018	0.005	4.2	18.6	5.8	100	
4-12	3.0	4.0	0.0	5.5	14.5	0.0	2.99	3.88	0.01	14.58	5.98	0	0.022	0.04	0.019	0.006	4.3	18.5	5.8	100	
R3	2.0	5.0	2.0	0.6	35.0	-	2.0	4.7	2.0	35.0	0.6	-	0.017	0.066	-	0.010	3.5	36.3	8.9	100	JIS FCDA NiSiCr3552 (ASTM:D-5S)
R4	2.8	2.8	2.0	0.8	20.5	-	2.3	2.8	2.0	21.2	1.2	-	0.022	0.052	-	0.018	3.3	22.8	6.1	100	JIS FCDA NiCr202 (ASTM:D2)
R5	3.8	2.8	-	0.8以下	-	-	3.5	2.7	-	-	0.4	-	0.040	0.028	-	0.010	4.4	1.2	4.1	0	JIS FCD450
R6	3.1	4.2	-	0.6以下	-	Mo 0.5	2.8	4.4	-	-	0.4	Mo 0.47	0.038	0.036	-	0.009	4.2	1.2	6.7	0	HiSiMo FCD (TSFCDA4)

〔０１８４〕

［表４Ｂ］



試験片No.	鋳造組織														耐熱強度(800℃)					備考
	球状化率(%)(黒鉛最小粒径:10μm)				粒数(個/mm2)(黒鉛最小粒径:10μm)				硬度Hv(20kgf)						耐力	引張強さ	伸び	絞り	ヤング率	
	採取部分の試験片の厚さ(mm)																			
	25	12	5	3	25	12	5	3	25	12	5	3			MPa	MPa	%	%	GPa	
4-1	84	78	79	63	158	315	328	177	221	218	244	274			97	100	2	0	84	
4-2	89	87	90	82	228	320	462	257	203	206	230	257			87	120	3	1	75	
4-3	82	90	88	79	104	265	457	360	192	192	211	239			75	121	19	17	82	
4-4	80	87	86	83	205	294	372	385	188	190	214	248			78	126	31	29	77	
4-5	73	71	63	59	150	417	180	112	201	184	205	215			-	79	0	0	78	
4-6	88	85	87	87	124	240	416	553	189	181	192	207			79	82	2	1	71	
4-7	81	88	83	82	197	256	276	245	179	167	177	198			71	110	13	13	83	
4-8	79	82	90	86	191	204	481	417	180	167	180	205			73	114	29	29	81	
4-9	86	77	74	63	142	256	152	152	189	190	201	209			-	57	0	0	74	
4-10	69	86	85	80	146	273	298	241	185	178	185	200			73	75	1	0	71	
4-11	77	83	81	85	274	286	322	409	178	163	170	193			68	105	12	9	78	
4-12	77	85	78	82	226	221	243	320	165	163	172	191			71	111	28	26	80	
R3	未測定														73	116	31	32	101	JIS FCDA NiSiCr3552 (ASTM:D-5S)
R4															87	134	25	23	90	JIS FCDA NiCr202 (ASTM:D2)
R5															27	48	35	35	41	JIS FCD450
R6															28	43	72	68	65	HiSiMo FCD (TSFCDA4)

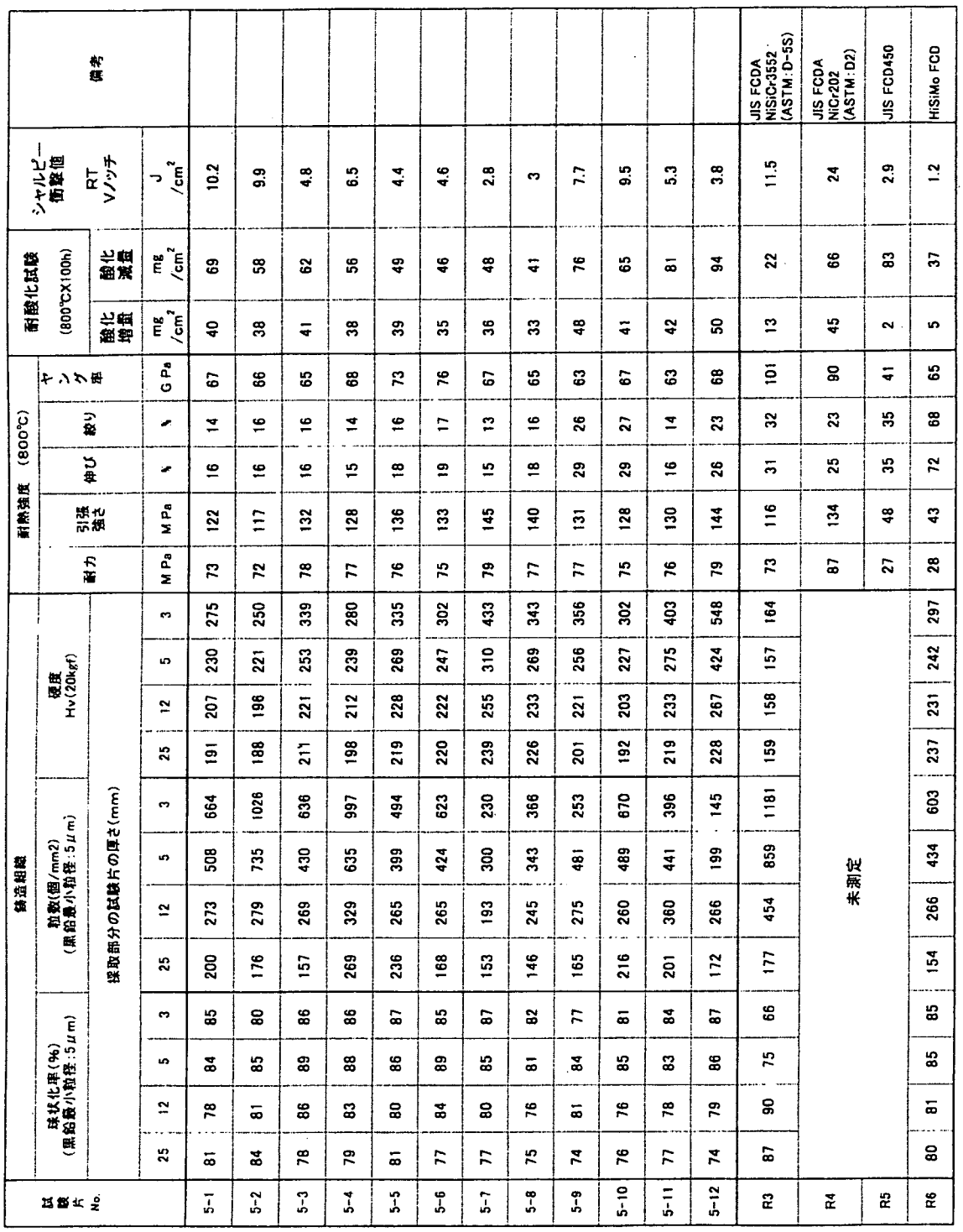
〔０１８５〕

［表５Ａ］

試験片No.	基本元素の配合組成（質量%）							鋳物全体の分析組成（質量%）											当量(%)			オーステナイト率(%)	備考
	C	Si	Cr	Mn	Ni	Cu (Mo)		C	Si	Cr	Ni	Mn	Cu	P	Mg	Ce	S		Ceq	Nieq	Creq		
5-1	3.0	4.0	1.5	5.5	10.0	1.5		2.94	4.01	1.58	10.3	5.57	1.47	0.025	0.038	0.022	0.005		4.3	15.5	7.6	100	
5-2	3.0	4.0	1.5	5.5	11.5	1.5		3.04	3.96	1.57	11.7	5.66	1.44	0.021	0.047	0.023	0.005		4.4	16.9	7.5	100	
5-3	3.0	4.0	1.5	7.5	10.0	1.5		2.98	3.95	1.55	10.2	7.57	1.45	0.03	0.040	0.023	0.005		4.3	16.3	7.5	100	
5-4	3.0	4.0	1.5	7.5	11.5	1.5		3.01	3.95	1.56	11.8	7.52	1.45	0.028	0.048	0.024	0.006		4.3	17.9	7.5	100	
5-5	3.0	4.0	2.5	5.5	10.0	1.5		3.01	3.94	2.66	10.3	5.62	1.48	0.024	0.042	0.021	0.005		4.3	15.5	8.6	100	
5-6	3.0	4.0	2.5	5.5	11.5	1.5		2.95	4.04	2.63	11.8	5.57	1.47	0.025	0.050	0.022	0.005		4.3	17.0	8.7	100	
5-7	3.0	4.0	2.5	7.5	10.0	1.5		3.03	3.97	2.65	10.0	7.49	1.46	0.026	0.041	0.020	0.005		4.4	16.1	8.6	100	
5-8	3.0	4.0	2.5	7.5	11.5	1.5		3.03	3.99	2.61	11.1	7.46	1.42	0.025	0.046	0.022	0.004		4.4	17.2	8.6	100	
5-9	3.0	4.0	1.5	5.5	10.0	0.0		2.91	3.93	1.59	9.9	5.63	0.036	0.023	0.042	0.021	0.005		4.2	13.7	7.5	100	
5-10	3.0	4.0	1.5	5.5	11.5	0.0		2.92	3.92	1.58	11.4	5.58	0.017	0.024	0.043	0.021	0.005		4.2	15.1	7.5	100	
5-11	3.0	4.0	1.5	7.5	8.5	1.5		3.00	3.92	1.58	8.4	7.47	1.43	0.022	0.046	0.022	0.005		4.3	14.5	7.5	100	
5-12	3.0	4.0	1.5	7.5	8.5	0.0		3.01	3.94	1.6	8.4	7.63	0.036	0.029	0.044	0.022	0.005		4.3	13.2	7.5	100	
R3	2.0	5.0	2.0	0.6	35.0	-		2.0	4.7	2.0	35.0	0.6	-	0.017	0.066	-	0.010		3.5	36.3	8.9	100	JIS FCDA NiSiCr3552 (ASTM:D-5S)
R4	2.8	2.8	2.0	0.8	20.5	-		2.3	2.8	2.0	21.2	1.2	-	0.022	0.052	-	0.018		3.3	22.8	6.1	100	JIS FCDA NiCr202 (ASTM:D2)
R5	3.8	2.8	-	0.8以下	-	-		3.5	2.7	-	-	0.4	-	0.040	0.028	-	0.010		4.4	1.2	4.1	0	JIS FCD450
R6	3.1	4.2	-	0.6以下	-	Mo 0.5		2.8	4.4	-	-	0.4	Mo 0.47	0.038	0.036	-	0.009		4.2	1.2	6.7	0	HiSiMo FCD

〔０１８６〕

［表５Ｂ］



試験片No.	鋳造組織														耐熱強度（800℃）				耐酸化試験（800℃×100h）		シャルピー衝撃値 RT Vノッチ	備考
	球状化率(%)（黒鉛最小粒径：5μm）			粒数(個/mm2)（黒鉛最小粒径：5μm）			硬度 Hv(20kgf)								耐力	引張強さ	伸び	絞り	ヤング率	酸化増量	酸化減量		
	採取部分の試験片の厚さ(mm)														MPa	MPa	%	%	GPa	mg/cm²	mg/cm²	J/cm²	
	25	12	5	3	25	12	5	3	25	12	5	3											
5-1	81	78	84	85	200	273	508	664	191	207	230	275			73	122	16	14	67	40	69	10.2	
5-2	84	81	85	80	176	279	735	1026	188	196	221	250			72	117	16	16	66	38	58	9.9	
5-3	78	86	89	86	157	269	430	636	211	221	253	339			78	132	16	16	65	41	62	4.8	
5-4	79	83	88	86	269	329	635	997	198	212	239	280			77	128	15	14	68	38	56	6.5	
5-5	81	80	86	87	236	265	399	494	219	228	269	335			76	136	18	16	73	39	49	4.4	
5-6	77	84	89	85	168	265	424	623	220	222	247	302			75	133	19	17	76	35	46	4.6	
5-7	77	80	85	87	153	193	300	230	239	255	310	433			79	145	15	13	67	36	48	2.8	
5-8	75	76	81	82	146	245	343	366	226	233	269	343			77	140	18	16	65	33	41	3	
5-9	74	81	84	77	165	275	481	253	201	221	256	356			77	131	29	26	63	48	76	7.7	
5-10	76	76	85	81	216	260	489	670	192	203	227	302			75	128	29	27	67	41	65	9.5	
5-11	77	78	83	84	201	360	441	396	219	233	275	403			76	130	16	14	63	42	81	5.3	
5-12	74	79	86	87	172	266	199	145	228	267	424	548			79	144	26	23	68	50	94	3.8	
R3	87	90	75	66	177	454	859	1181	159	158	157	164			73	116	31	32	101	13	22	11.5	JIS FCDA NiSiCr3552 (ASTM:D-5S)
R4	未測定														87	134	25	23	90	45	66	24	JIS FCDA NiCr202 (ASTM:D2)
R5															27	48	35	35	41	2	83	2.9	JIS FCD450
R6	80	81	85	85	154	266	434	603	237	231	242	297			28	43	72	68	65	5	37	1.2	HiSiMo FCD

〔０１８７〕

［表６Ａ］

試験片 No.	基本元素の配合組成（質量%） C	Si	Cr	Mn	Ni	Cu (Mo)	鋳物全体の分析組成（質量%） C	Si	Cr	Ni	Mn	Cu	P	Mg	Ce	S	ppm n=1 O	ppm n=2 O	ppm n=1 N	ppm n=2 N	当量(%) Ceq	Nieq	Creq	オーステナイト(%)	備考
6-1	3.0	4.0	2.5	5.5	10.0	1.5	3.03	3.90	2.50	10.00	5.40	1.50	0.03	0.05	0.02	0.01	8	5	66	65	4.3	15.1	8.4	100	
6-2	3.0	4.0	2.5	5.5	10.0	0.0	2.95	4.00	2.50	10.00	5.40	0.02	0.03	0.05	0.03	0.01	2	5	81	80	4.3	13.6	8.5	100	
6-3	3.0	4.0	2.5	5.5	13.0	1.5	2.97	3.90	2.50	13.00	5.40	1.40	0.03	0.05	0.03	0.01	2	2	79	79	4.3	18.0	8.4	100	
6-4	3.0	4.0	2.5	5.5	8.0	1.5	2.94	4.00	2.60	8.10	5.50	1.50	0.03	0.06	0.04	0.01	3	4	98	98	4.3	13.3	8.6	100	
6-5	3.0	4.0	1.5	5.5	10.0	1.5	2.99	4.00	1.50	9.90	5.50	1.50	0.03	0.05	0.03	0.01	4	2	60	59	4.3	15.1	7.5	100	
6-6	3.0	4.0	1.5	5.5	13.0	1.5	3.00	4.00	1.50	13.10	5.40	1.50	0.04	0.06	0.03	0.03	4	3	52	52	4.3	18.2	7.5	100	
R3	2.0	5.0	2.0	0.6	35.0	-	2.0	4.7	2.0	35.0	0.6	-	0.017	0.066	-	0.010	-	-	-	-	3.5	36.3	8.9	100	JIS FCDA NiSiCr3552 (ASTM:D-5S)
R4	2.8	2.8	2.0	0.8	20.5	-	2.3	2.8	2.0	21.2	1.2	-	0.022	0.052	-	0.018	-	-	-	-	3.3	22.8	6.1	100	JIS FCDA NiCr202 (ASTM:D2)
R5	3.8	2.8	-	0.8以下	-	-	3.5	2.7	-	-	0.4	-	0.040	0.028	-	0.010	-	-	-	-	4.4	1.2	4.1	0	JIS FCD450
R6	3.1	4.2	-	0.6以下	-	Mo 0.5	2.8	4.4	-	-	0.4	Mo 0.47	0.038	0.036	-	0.009	-	-	-	-	4.2	1.2	6.7	0	HiSiMo FCD (TSFCDA4)

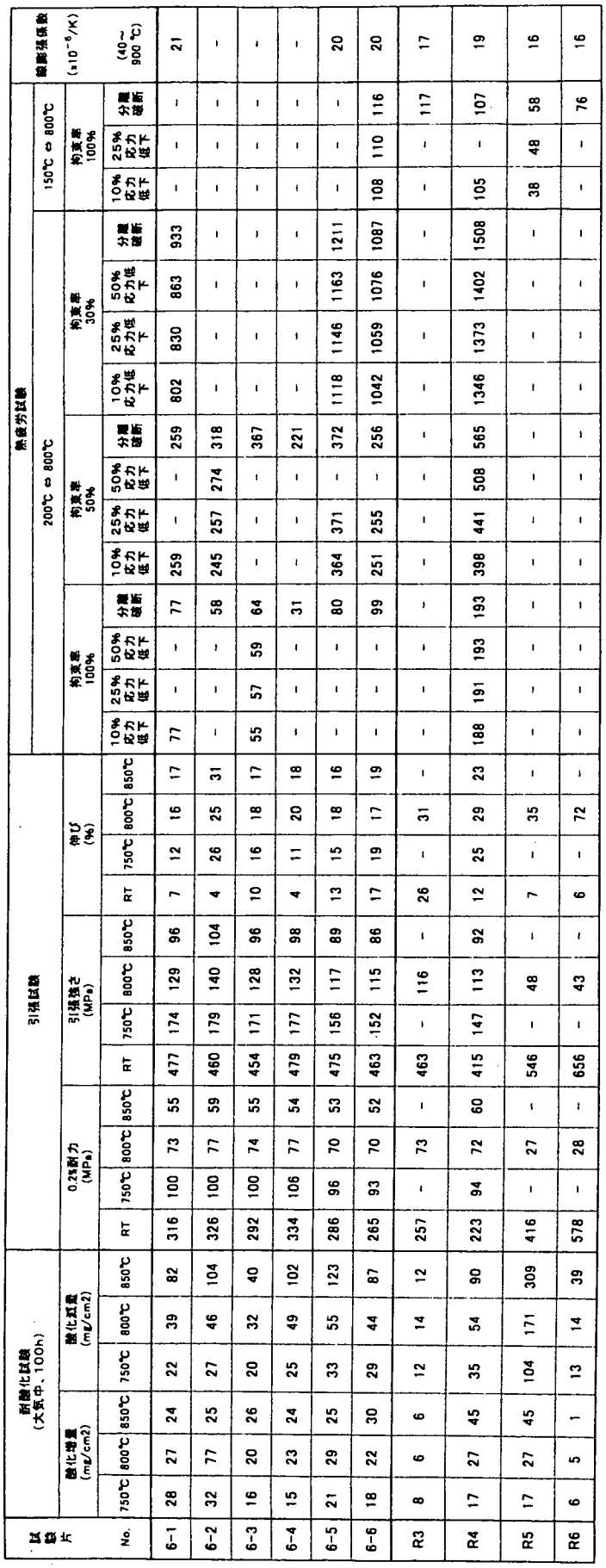
［０１８８］

［表６Ｂ］

試験片	鋳造組織													耐酸化性 (800℃X100h)		耐熱強度 (800℃)			備考
	球状化率(%) (黒鉛最小粒径:5μm)				粒数(個/mm2) (黒鉛最小粒径:5μm)				硬度 Hv(20kgf)					酸化増量	酸化減量	耐力	引張強さ	伸び	
No.	採取部分の試験片の厚さ(mm)													(mg/cm^2)	(mg/cm^2)	(MPa)	(MPa)	(%)	
	25	12	5	3	25	12	5	3	25	12	5	3							
6-1	84	84	86	87	135	212	375	464	226	238	253	303		27	39	73	129	16	
6-2	70	75	83	84	109	157	184	191	235	267	270	387		77	46	77	140	25	
6-3	81	82	83	81	160	209	329	695	205	220	232	252		20	32	74	128	18	
6-4	81	82	85	83	110	179	164	65	250	280	350	523		23	49	77	132	20	
6-5	78	81	85	86	212	225	404	762	205	223	231	252		29	55	70	117	18	
6-6	84	85	88	88	167	293	455	950	184	205	208	224		22	44	70	115	17	
R3	87	90	75	66	177	454	859	1181	159	158	157	164		13	22	73	116	31	JIS FCDA NiSiCr3552 (ASTM:D-5S)
R4	未測定													45	66	87	134	25	JIS FCDA NiCr202 (ASTM:D2)
R5														2	83	27	48	35	JIS FCD450
R6	80	81	85	85	154	266	434	603	237	231	242	297		5	37	28	43	72	HiSiMo FCD (TSFCDA4)

〔０１８９〕

［表６Ｃ］



試験片	耐酸化試験（大気中、100h）					引張試験											熱疲労試験																線膨張係数
	酸化増量 (mg/cm2)			酸化試験 (mg/cm2)		0.2%耐力 (MPa)				引張強さ (MPa)				伸び (%)			200℃ ⇔ 800℃										150℃ ⇔ 800℃					(40～900℃)
																	拘束率 50%				拘束率 100%				拘束率 30%				拘束率 100%			
No.	750℃	800℃	850℃	750℃	800℃	850℃	RT	750℃	800℃	850℃	RT	750℃	800℃	850℃	RT	750℃	800℃	850℃	10%応力低下	25%応力低下	50%応力低下	分離破断	10%応力低下	25%応力低下	50%応力低下	分離破断	10%応力低下	25%応力低下	50%応力低下	分離破断	10%応力低下	25%応力低下	分離破断	
6-1	28	27	24	22	39	82	316	100	73	55	477	174	129	96	7	12	16	17	77	-	-	77	259	-	-	259	802	830	863	933	-	-	-	21
6-2	32	77	25	27	46	104	326	100	77	59	460	179	140	104	4	26	25	31	-	-	-	58	245	257	274	318	-	-	-	-	-	-	-	-
6-3	16	20	26	20	32	40	292	100	74	55	454	171	128	96	10	16	18	17	55	57	59	64	-	-	-	367	-	-	-	-	-	-	-	-
6-4	15	23	24	25	49	102	334	106	77	54	479	177	132	98	4	11	20	18	-	-	-	31	-	-	-	221	-	-	-	-	-	-	-	-
6-5	21	29	25	33	55	123	286	96	70	53	475	156	117	89	13	15	18	16	-	-	-	80	364	371	-	372	1118	1146	1163	1211	-	-	-	20
6-6	18	22	30	29	44	87	265	93	70	52	463	152	115	86	17	19	17	19	-	-	-	99	251	255	-	256	1042	1059	1076	1087	108	110	116	20
R3	8	6	6	12	14	12	257	-	73	-	463	-	116	-	26	-	31	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	117	17
R4	17	27	45	35	54	90	223	94	72	60	415	147	113	92	12	25	29	23	188	191	193	193	398	441	508	565	1346	1373	1402	1508	105	-	107	19
R5	17	27	45	104	171	309	416	-	27	-	546	-	48	-	7	-	35	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	38	48	58	16
R6	6	5	1	13	14	39	578	-	28	-	656	-	43	-	6	-	72	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	76	16

請求の範囲

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／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	：１～５	％
Ｓｉ	：２～６	％
Ｎｉ	：７～１５	％
Ｍｎ	：０．１～８	％
Ｃｕ	：２．５	％以下
Ｃｒ	：６	％以下
Ｃｕ＋Ｃｒ	：０．５	％以上

2．　前記Ｎｉは、８～１２％である請求項１に記載のオーステナイト系鋳鉄。

3．　前記Ｓｉは、３～５％である請求項１または２に記載のオーステナイト系鋳鉄。

4．　前記Ｍｎは、５～８％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。

5．　前記Ｃｒは、０．５～４％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。

６．　前記Ｃｒは、１～２％である請求項５に記載のオーステナイト系鋳鉄。

７．　前記Ｃｕは、０．１％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。

８．　前記Ｃｕは、０．５％以上である請求項７に記載のオーステナイト系鋳鉄。

９．　前記Ｃｕは、１～２％である請求項８に記載のオーステナイト系鋳鉄。

１０．前記Ｃｒは０．１％以上であり、かつ、前記Ｃｕは０．１％以上である請求項１～４のいずれかに記載のオーステナイト系鋳鉄。

１１．前記Ｃｒは０．５％以上であり、かつ、前記Ｃｕは０．５％以上である請求項１０に記載のオーステナイト系鋳鉄。

１２．さらにＣｒｅｑ（Ｃｒｅｑ＝Ｃｒ＋１．５Ｓｉ）の値が５～８％、Ｎｉｅｑ（Ｎｉeq＝Ｎｉ＋３０・Ｃs＋０．５・Ｍｎ＋Ｃｕ、Ｃｓ：固溶炭素量）が１８％以上である請求項１に記載のオーステナイト系鋳鉄。

１３．前記Ｃｒｅｑの値が７～９％、Ｎｉｅｑが１３％以上である請求項１に記載のオーステナイト系鋳鉄。

１４．　前記基本元素は、さらに下記の条件を満足する組成範囲内にあ

る請求項１に記載のオーステナイト系鋳鉄。

Ｃ	：２．５～３．５	％
Ｓｉ	：３．５～５．５	％
Ｎｉ	：９～１４	％
Ｍｎ	：１～６	％
Ｃｒ	：１～２	％
Ｃｕ	：１～２	％

１５．　前記基本元素は、さらに下記の条件を満足する組成範囲内にある請求項１に記載のオーステナイト系鋳鉄。

Ｃ	：２．５～３．５	％
Ｓｉ	：３．５～４．５	％
Ｎｉ	：１２～１４	％
Ｍｎ	：５～６	％
Ｃｒ	：１～２	％
Ｃｕ	：１～２	％

１６．　前記基地中に前記晶出または析出した黒鉛の球状化率が７０％以上である請求項１～１５のいずれかに記載のオーステナイト系鋳鉄。

１７．　前記晶出または析出した黒鉛は、鋳物の肉厚が５ｍｍ以下の部分において、粒径５μｍ以上の粒数が１００個／ｍｍ^{2}以上である請求項１～１６のいずれかに記載のオーステナイト系鋳鉄。

１８．　前記基地は、オーステナイト単相からなる請求項１～１７のいずれかに記載のオーステナイト系鋳鉄。

１９．　請求項１～１５のいずれかに記載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、

請求項１６～１８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。

２０．　請求項１～１５のいずれかに記載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請求項１６～１８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。

２１．　請求項１９または２０のいずれか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。

２２．　請求項１９または２０のいずれかに記載の製造方法により得られることを特徴とする排気系部品。

図 1

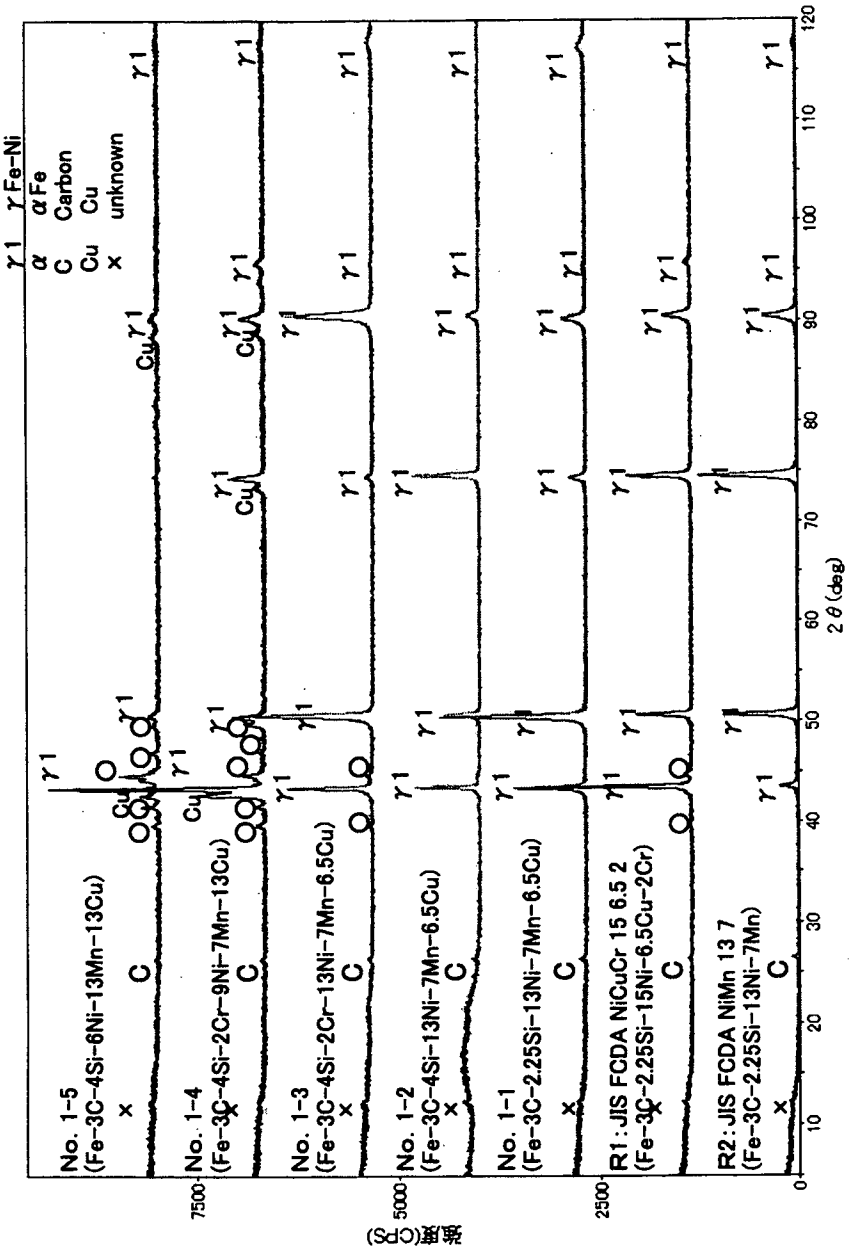

○ 炭化物系
(Cr-C Fe7C3 Mn7C3)
γ1 γFe-Ni
α αFe
C Carbon
Cu Cu
× unknown
No. 1-5
(Fe-3C-4Si-6Ni-13Mn-13Cu)
No. 1-4
(Fe-3C-4Si-2Cr-9Ni-7Mn-13Cu)
No. 1-3
(Fe-3C-4Si-2Cr-13Ni-7Mn-6.5Cu)
No. 1-2
(Fe-3C-4Si-13Ni-7Mn-6.5Cu)
No. 1-1
(Fe-3C-2.25Si-13Ni-7Mn-6.5Cu)
R1: JIS FCDA NiCuCr 15 6.5 2
(Fe-3C-2.25Si-15Ni-6.5Cu-2Cr)
R2: JIS FCDA NiMn 13 7
(Fe-3C-2.25Si-13Ni-7Mn)
強度(CPS)
2θ (deg)

図 2

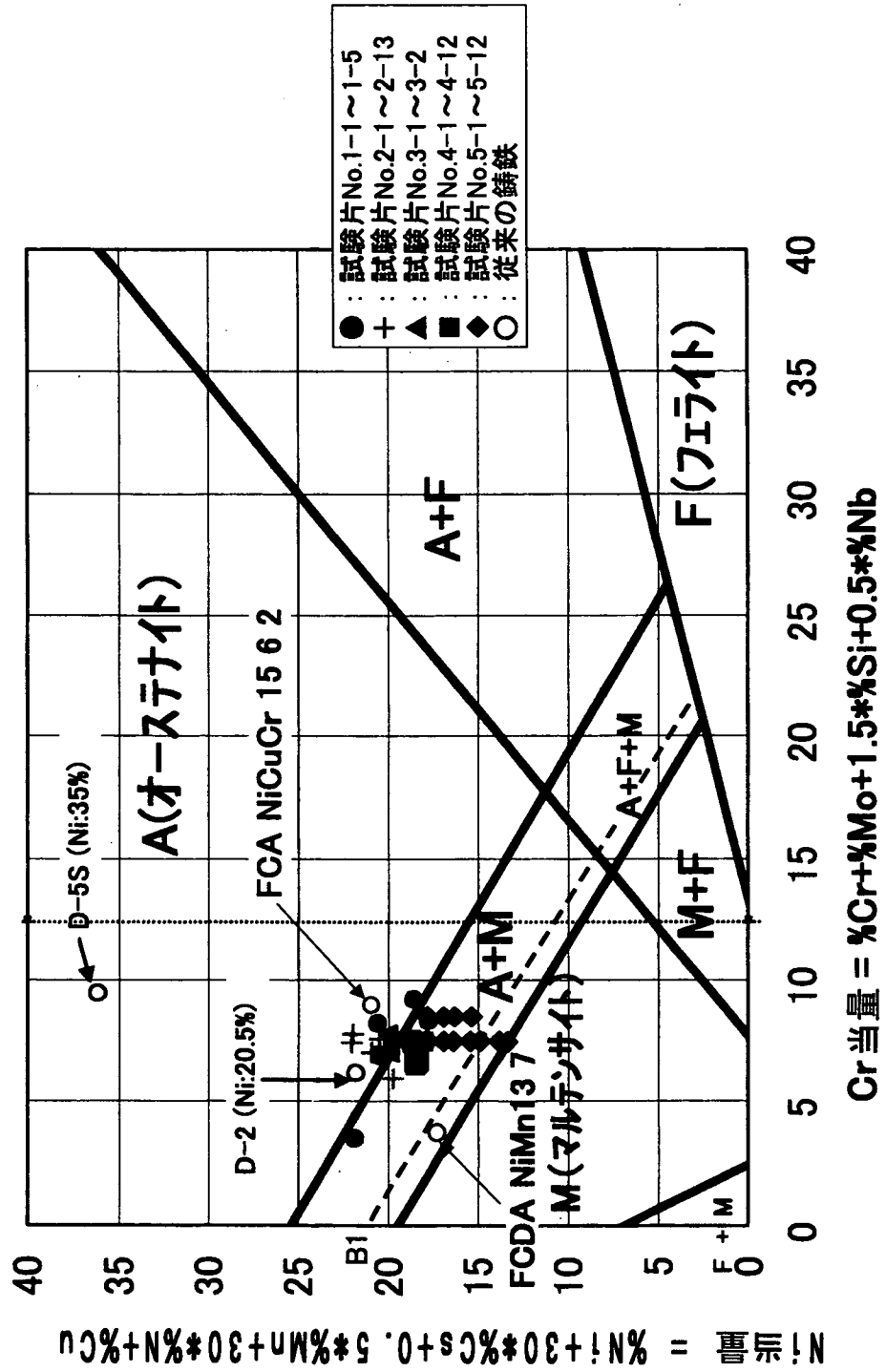

試験片No.1-1～1-5
試験片No.2-1～2-13
試験片No.3-1～3-2
試験片No.4-1～4-12
試験片No.5-1～5-12
従来の鋳鉄
A(オーステナイト)
A+F
F(フェライト)
A+M
A+F+M
M+F
M(マルテンサイト)
D-5S (Ni:35%)
D-2 (Ni:20.5%)
FCA NiCuCr 15 6 2
FCDA NiMn13 7
B1
F+M
Ni当量 = %Ni+30*%Cs+0.5*%Mn+30*%N+%Cu
Cr当量 = %Cr+%Mo+1.5*%Si+0.5*%Nb

図 3

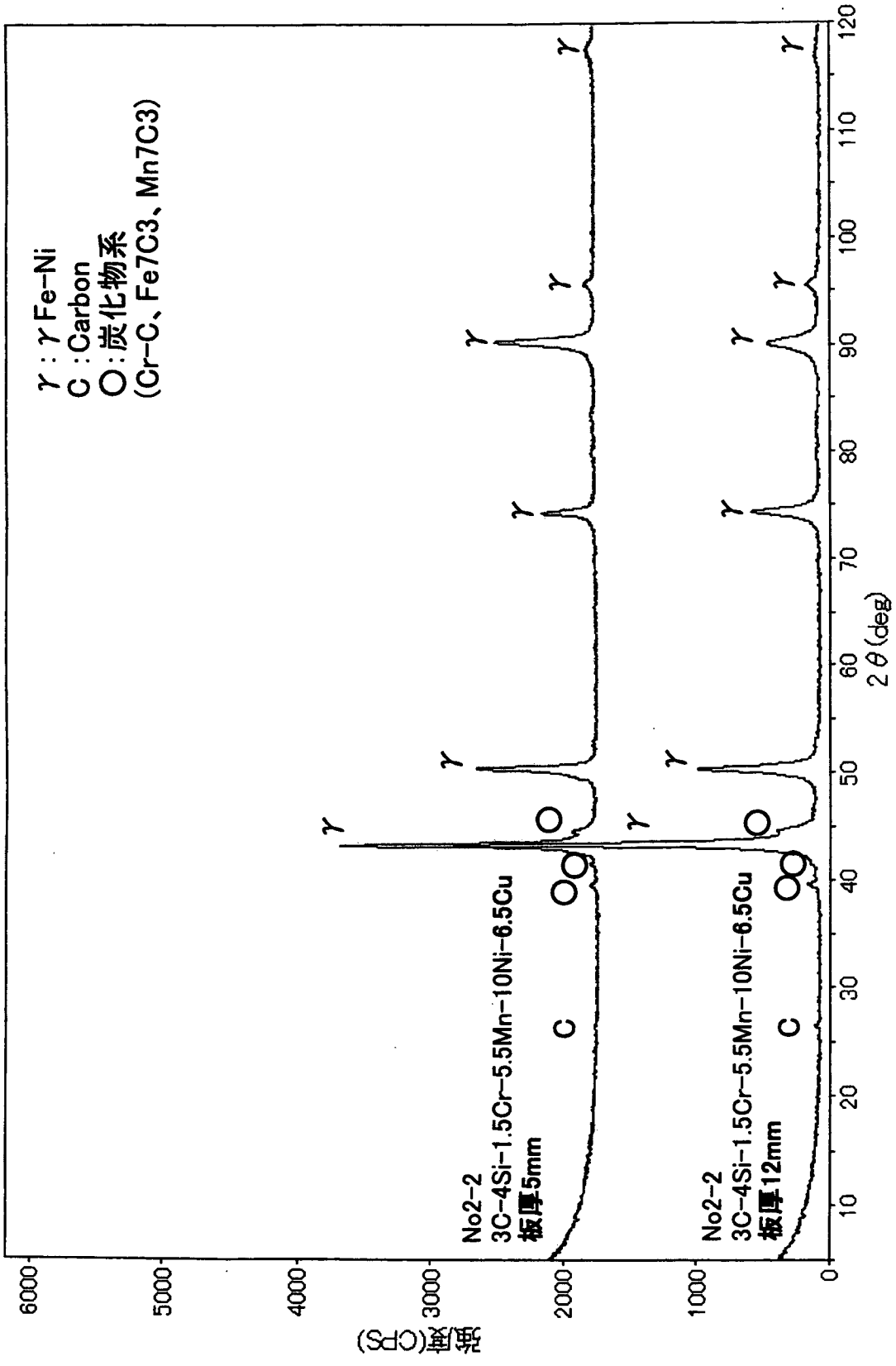
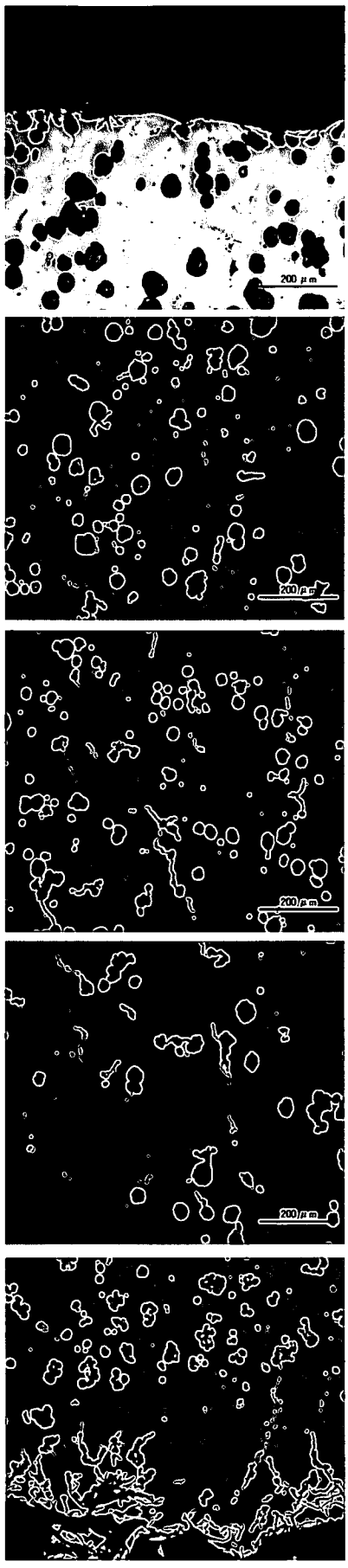

γ : γ Fe-Ni
C :Carbon
O:炭化物系
(Cr-C、Fe7C3、Mn7C3)
No2-2
3C-4Si-1.5Cr-5.5Mn-10Ni-6.5Cu
板厚5mm
No2-2
3C-4Si-1.5Cr-5.5Mn-10Ni-6.5Cu
板厚12mm
強度(CPS)
2θ(deg)

図4A



No. 3-1
(25mm位置)

図4B

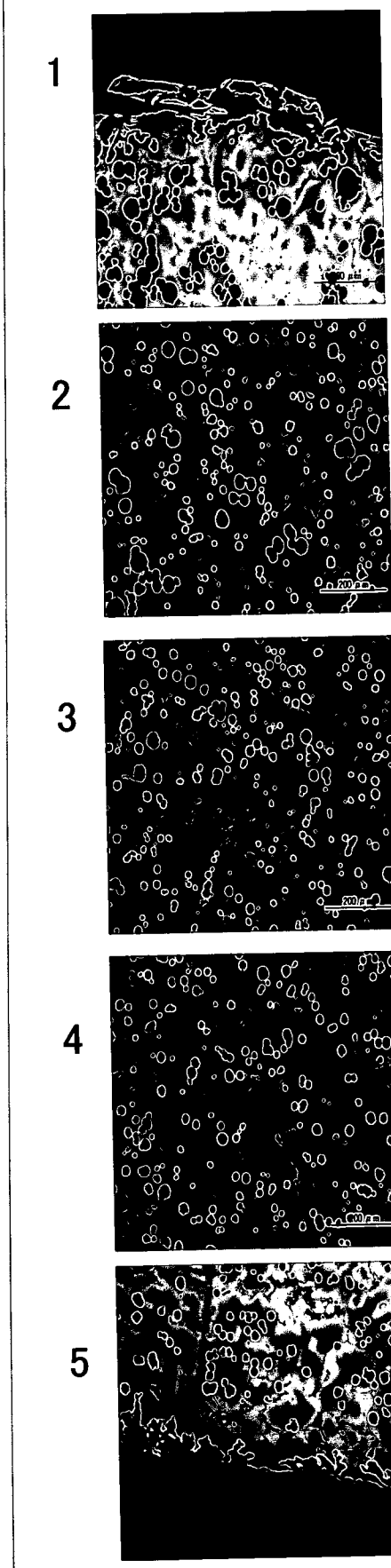
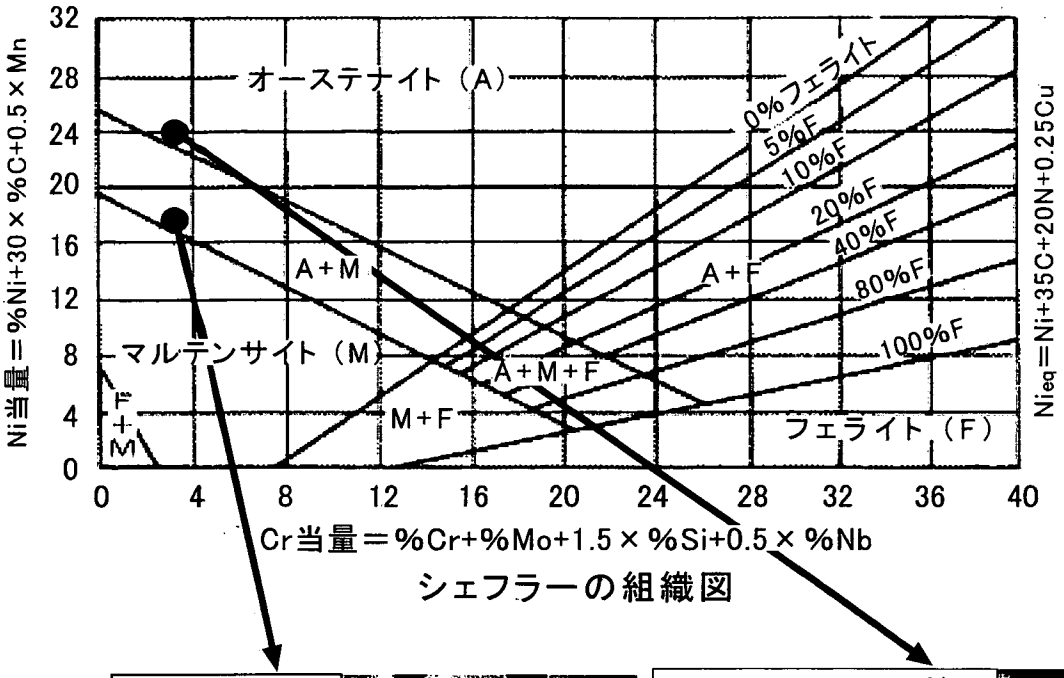


図 5


オーステナイト（A）
マルテンサイト（M）
フェライト（F）
A+M
A+F
A+M+F
M+F
F+M
0%フェライト
5%F
10%F
20%F
40%F
80%F
100%F
Ni当量＝%Ni+30×%C+0.5×Mn
Nieq＝Ni+35C+20N+0.25Cu
Cr当量＝%Cr+%Mo+1.5×%Si+0.5×%Nb
シェフラーの組織図

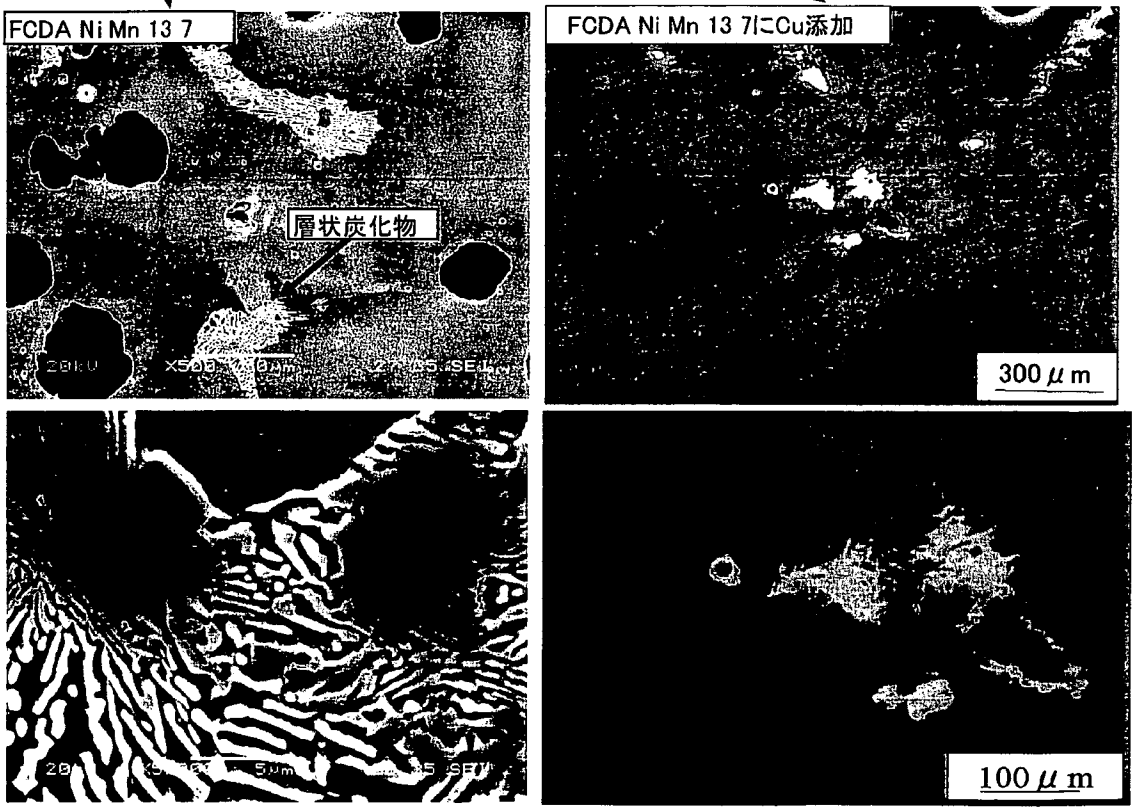

FCDA Ni Mn 13 7
層状炭化物
FCDA Ni Mn 13 7にCu添加
300 μm
100 μm

図 6

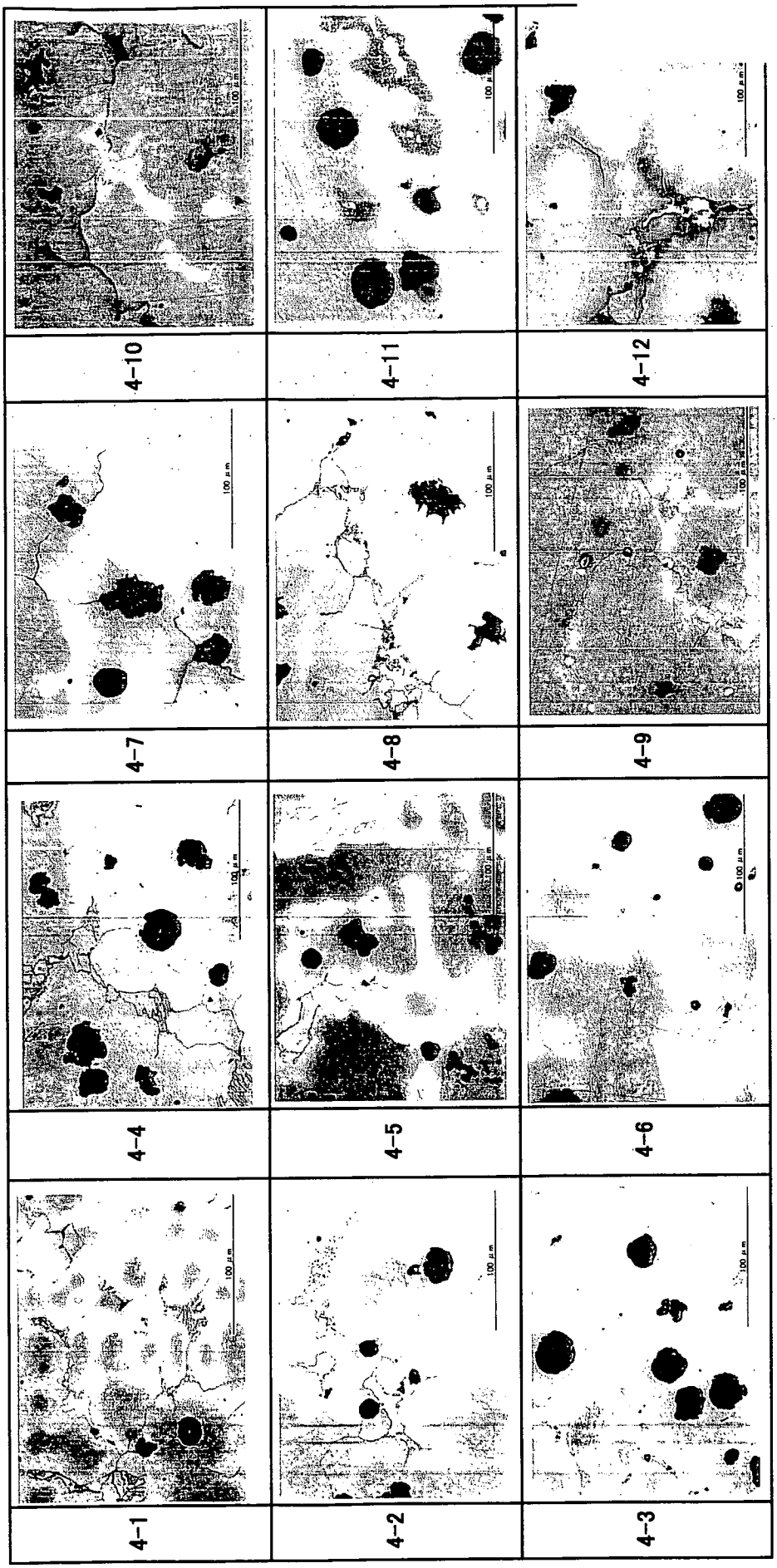


図 7

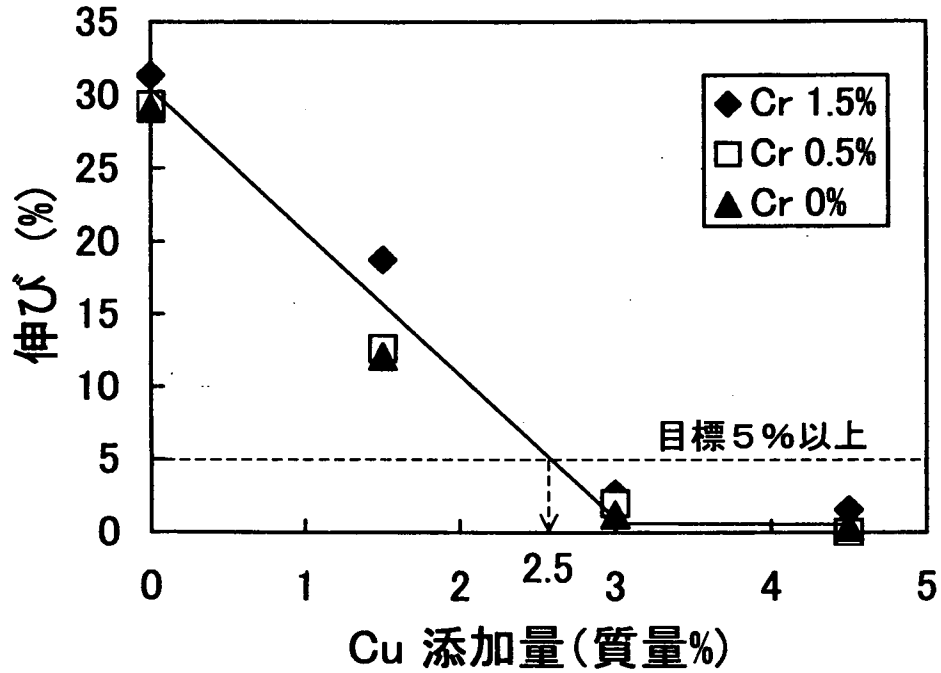


図 8

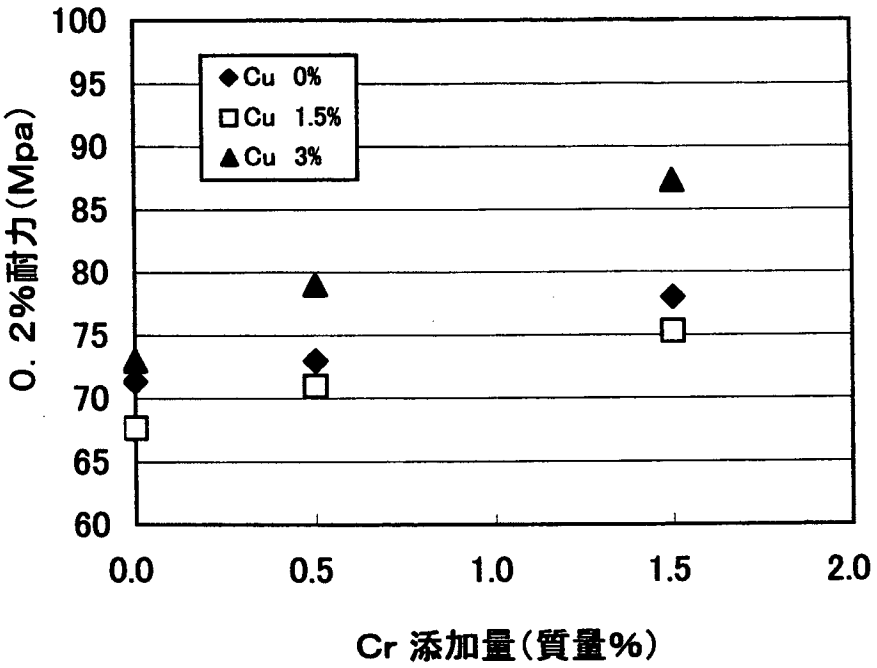

100
95
90
85
80
75
70
65
60
0.0
0.5
1.0
1.5
2.0
0.2%耐力(Mpa)
Cr 添加量(質量%)
Cu 0%
Cu 1.5%
Cu 3%

図 9

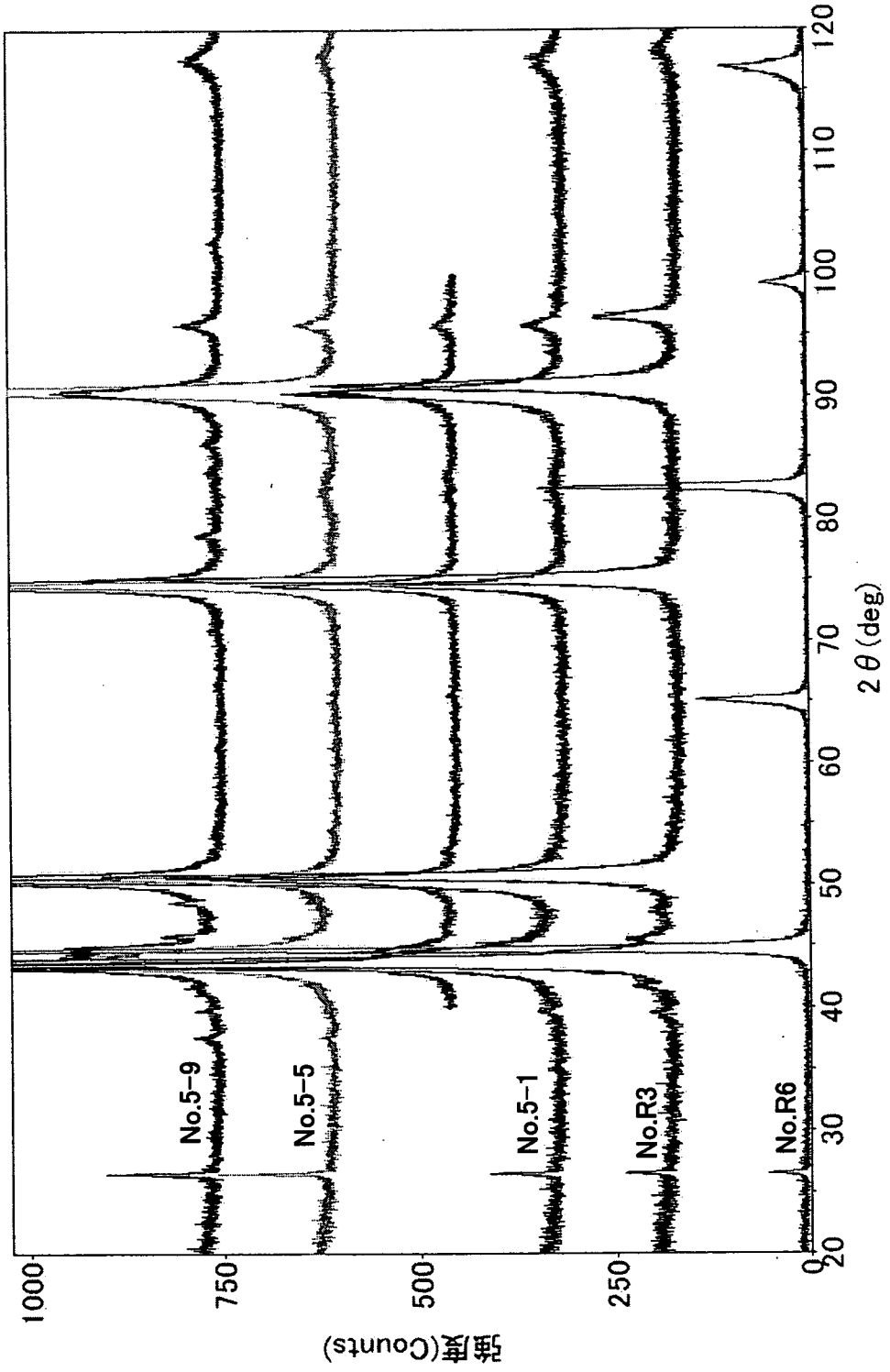

No.5-9
No.5-5
No.5-1
No.R3
No.R6
強度(Counts)
1000
750
500
250
0
20
30
40
50
60
70
80
90
100
110
120
2θ(deg)

図10

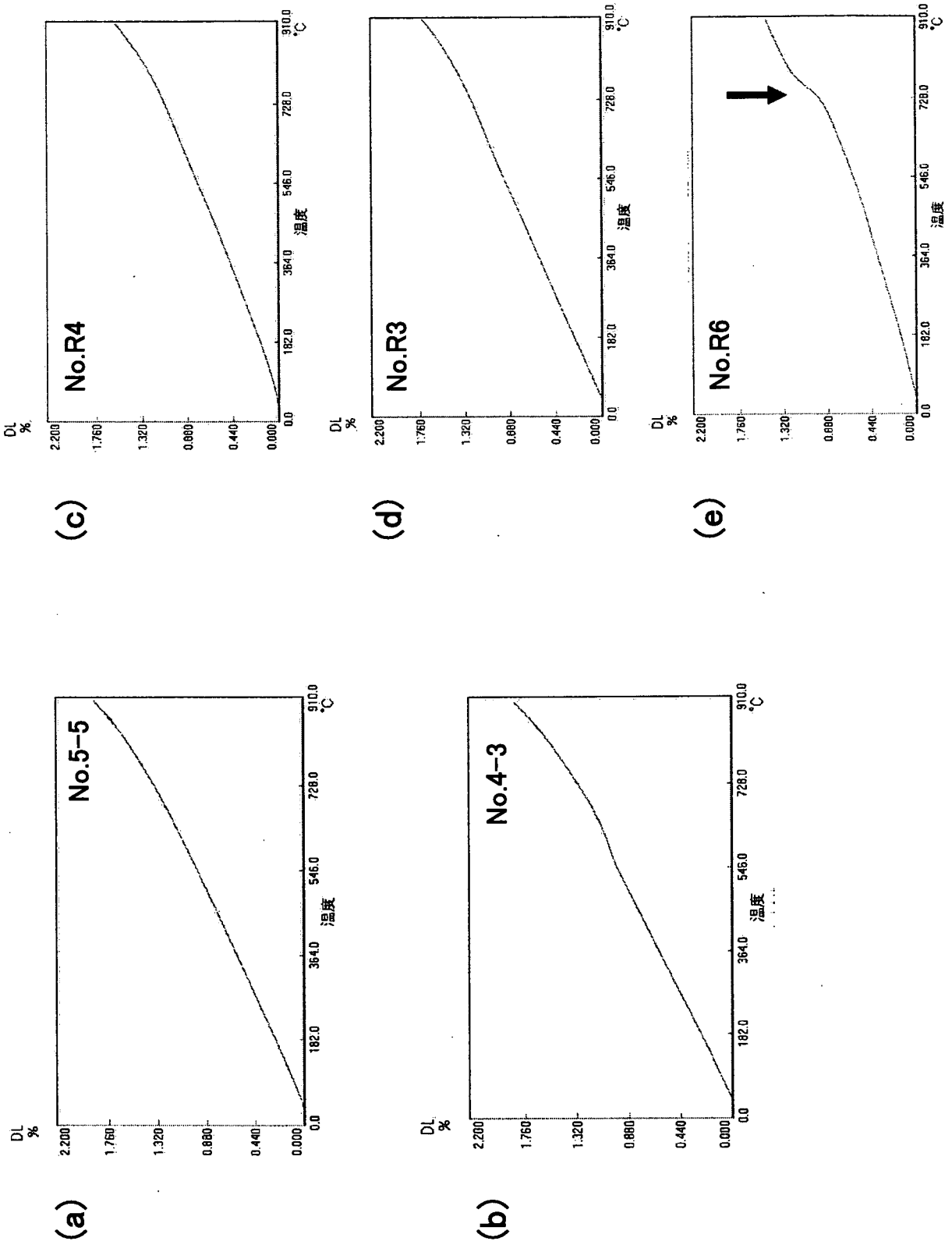

(a)
No.5-5
(b)
No.4-3
(c)
No.R4
(d)
No.R3
(e)
No.R6
DL
%
2.200
1.760
1.320
0.880
0.440
0.000
0.0
182.0
364.0
546.0
728.0
910.0
℃
温度

図11

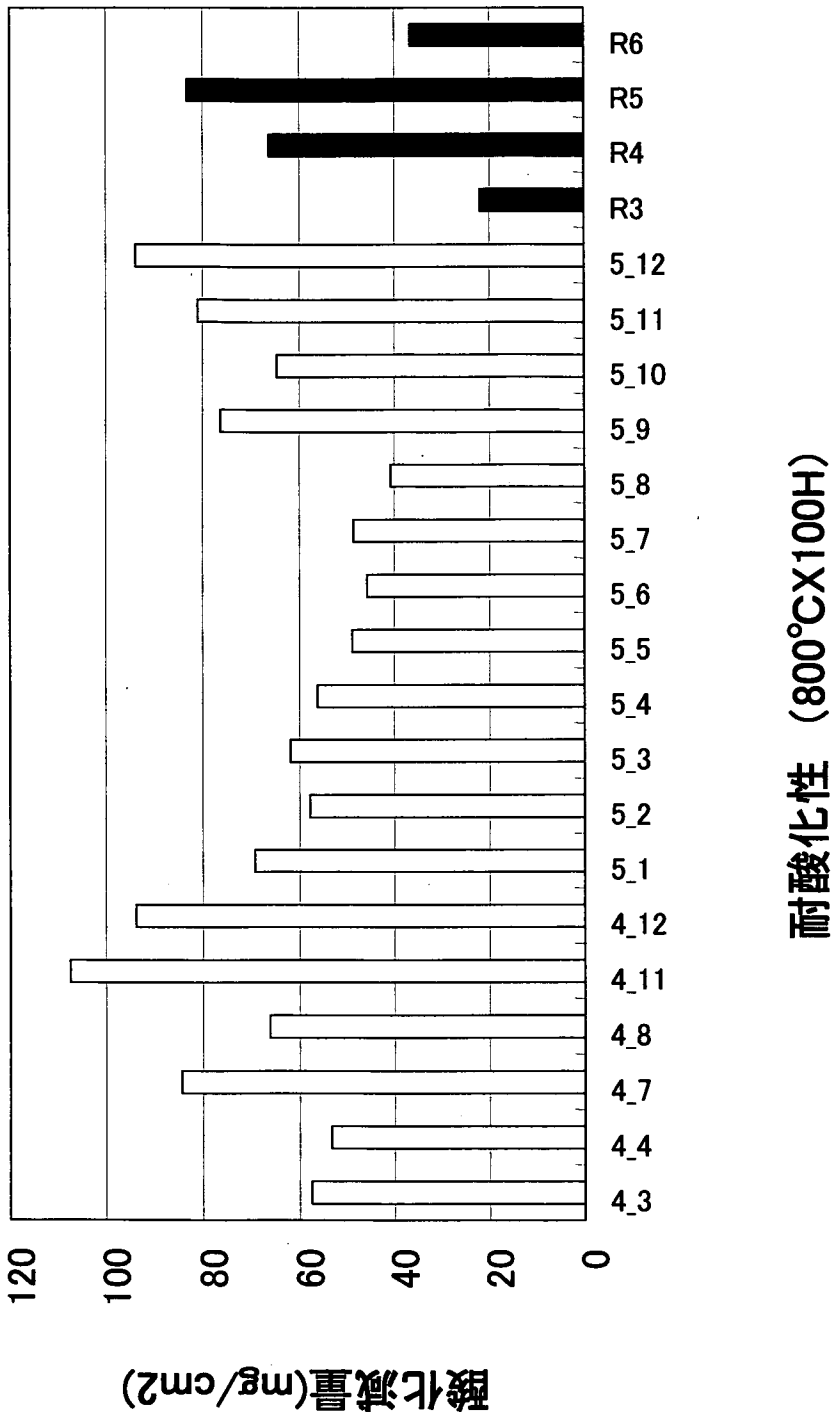

R6
R5
R4
R3
5_12
5_11
5_10
5_9
5_8
5_7
5_6
5_5
5_4
5_3
5_2
5_1
4_12
4_11
4_8
4_7
4_4
4_3
120
100
80
60
40
20
0
酸化減量(mg/cm2)
耐酸化性（800℃X100H）

図12

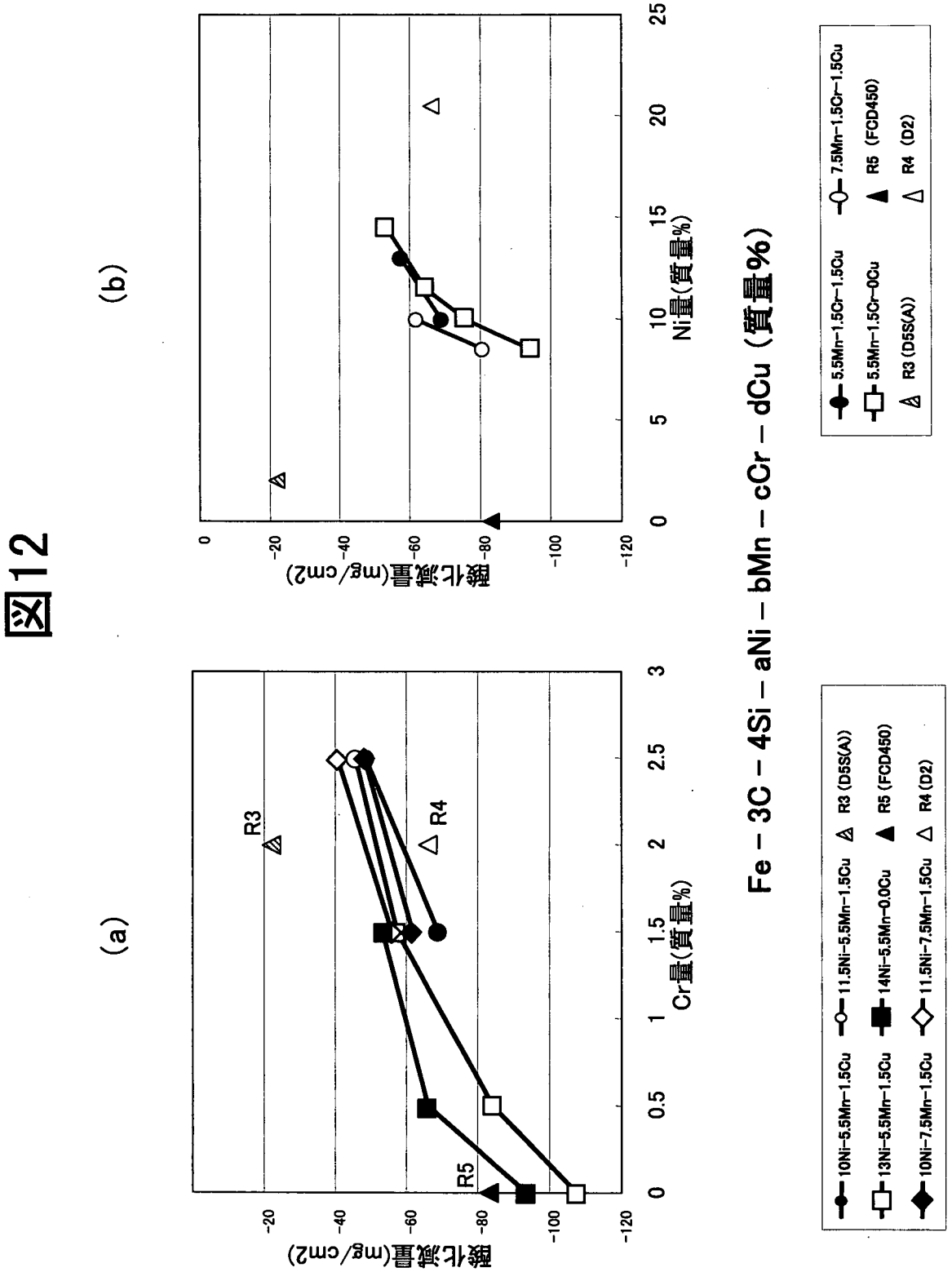

(a)
(b)
酸化減量(mg/cm2)
Cr量(質量%)
Ni量(質量%)
R3
R4
R5
Fe－3C－4Si－aNi－bMn－cCr－dCu（質量%）
10Ni-5.5Mn-1.5Cu
11.5Ni-5.5Mn-1.5Cu
R3 (D5S(A))
13Ni-5.5Mn-1.5Cu
14Ni-5.5Mn-0.0Cu
R5 (FCD450)
10Ni-7.5Mn-1.5Cu
11.5Ni-7.5Mn-1.5Cu
R4 (D2)
5.5Mn-1.5Cr-1.5Cu
7.5Mn-1.5Cr-1.5Cu
5.5Mn-1.5Cr-0Cu

図13

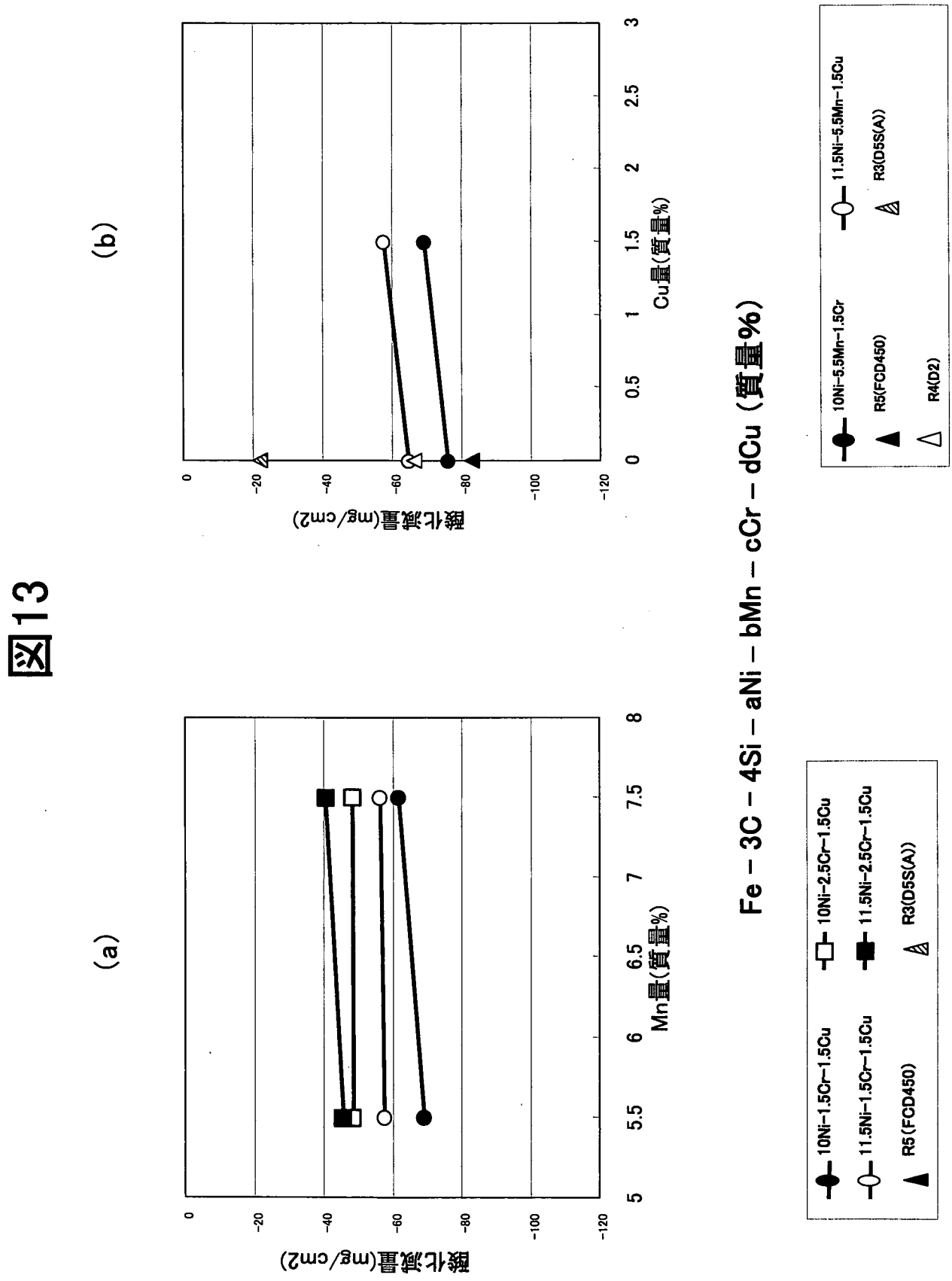

(a)
酸化減量(mg/cm2)
0
-20
-40
-60
-80
-100
-120
5
5.5
6
6.5
7
7.5
8
Mn量(質量%)
(b)
酸化減量(mg/cm2)
0
-20
-40
-60
-80
-100
-120
0
0.5
1
1.5
2
2.5
3
Cu量(質量%)
Fe－3C－4Si－aNi－bMn－cCr－dCu（質量%）
10Ni-1.5Cr-1.5Cu
10Ni-2.5Cr-1.5Cu
11.5Ni-1.5Cr-1.5Cu
11.5Ni-2.5Cr-1.5Cu
R5(FCD450)
R3(D5S(A))
10Ni-5.5Mn-1.5Cr
11.5Ni-5.5Mn-1.5Cu
R5(FCD450)
R3(D5S(A))
R4(D2)

図14

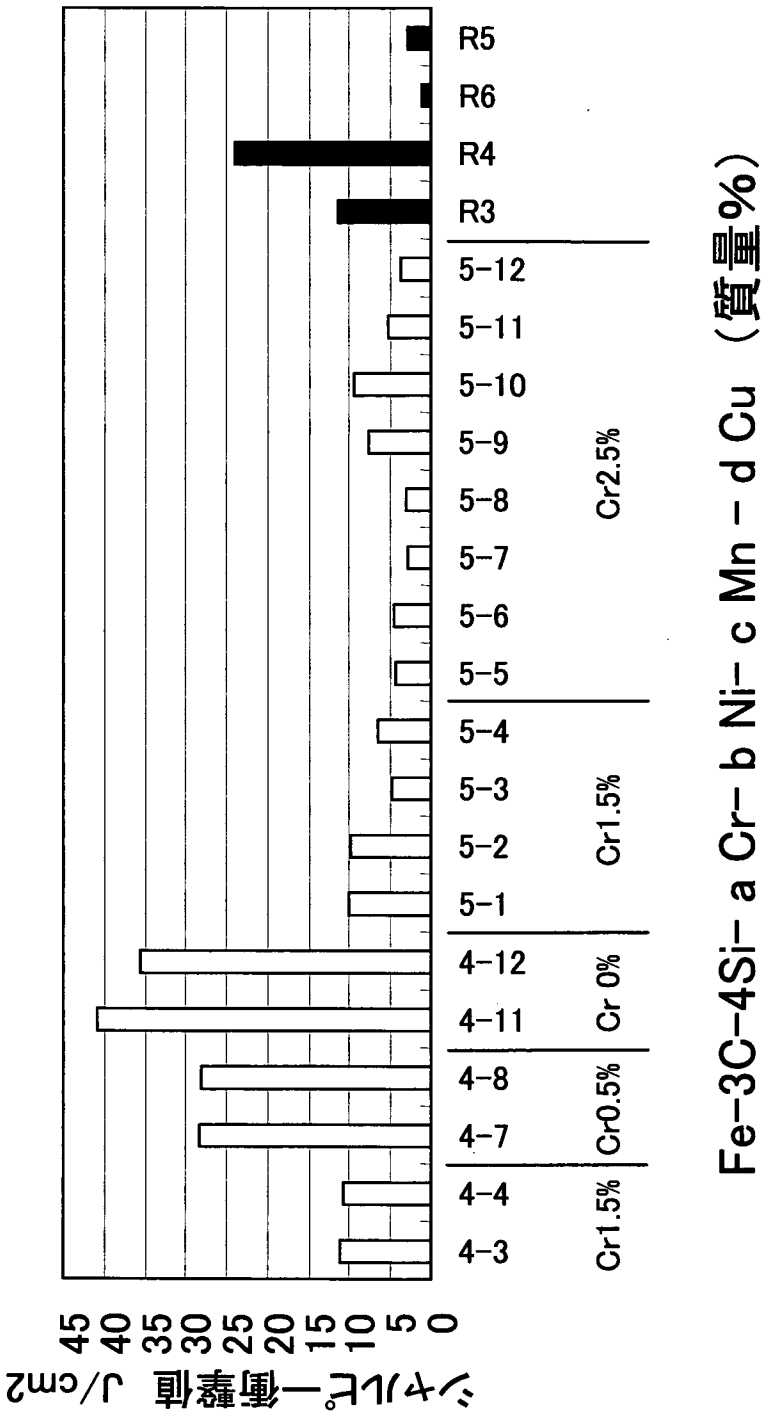

R5
R6
R4
R3
5-12
5-11
5-10
5-9
5-8
5-7
5-6
5-5
5-4
5-3
5-2
5-1
4-12
4-11
4-8
4-7
4-4
4-3
Cr2.5%
Cr1.5%
Cr 0%
Cr0.5%
Cr1.5%
45 40 35 30 25 20 15 10 5 0
シャルピー衝撃値 J/cm2
Fe-3C-4Si- a Cr- b Ni- c Mn - d Cu（質量%）

図15

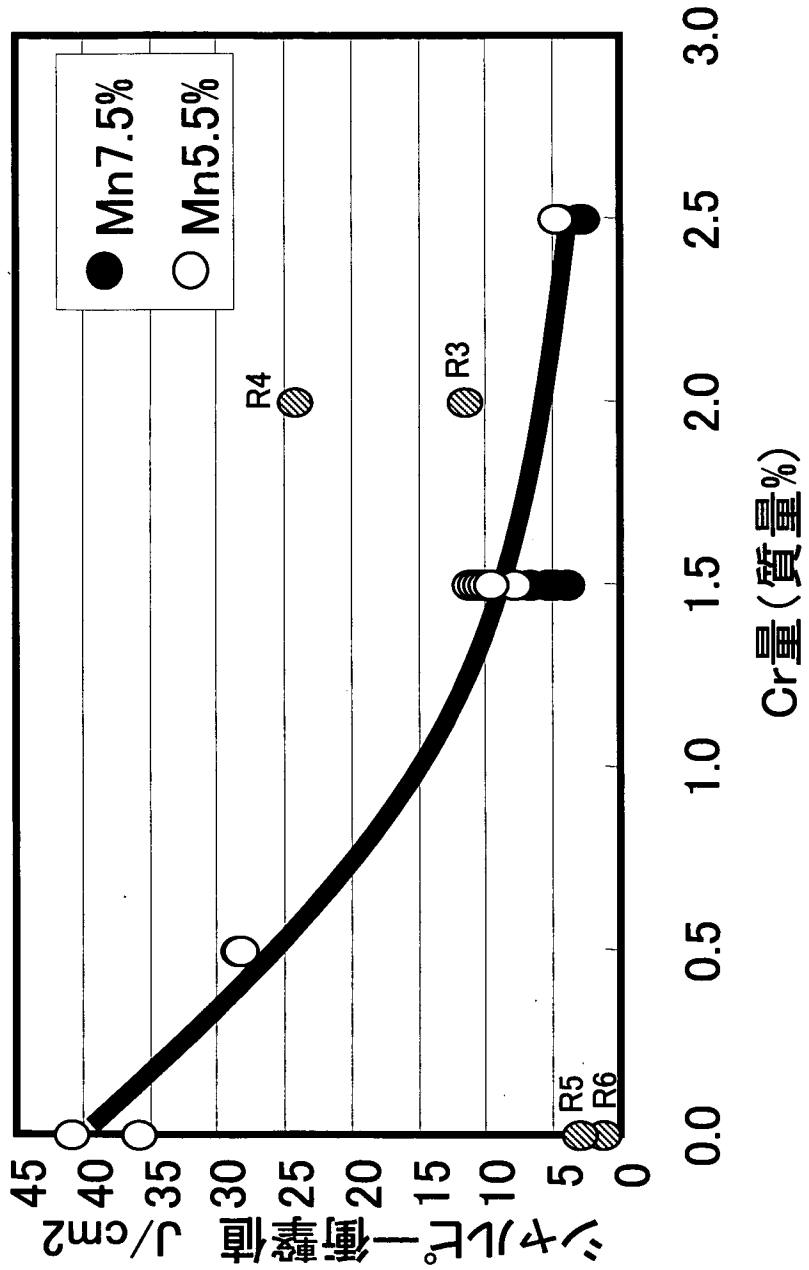

Mn7.5%
Mn5.5%
R4
R3
R5
R6
シャルピー衝撃値 J/cm2
0
5
10
15
20
25
30
35
40
45
0.0
0.5
1.0
1.5
2.0
2.5
3.0
Cr量(質量%)

図16

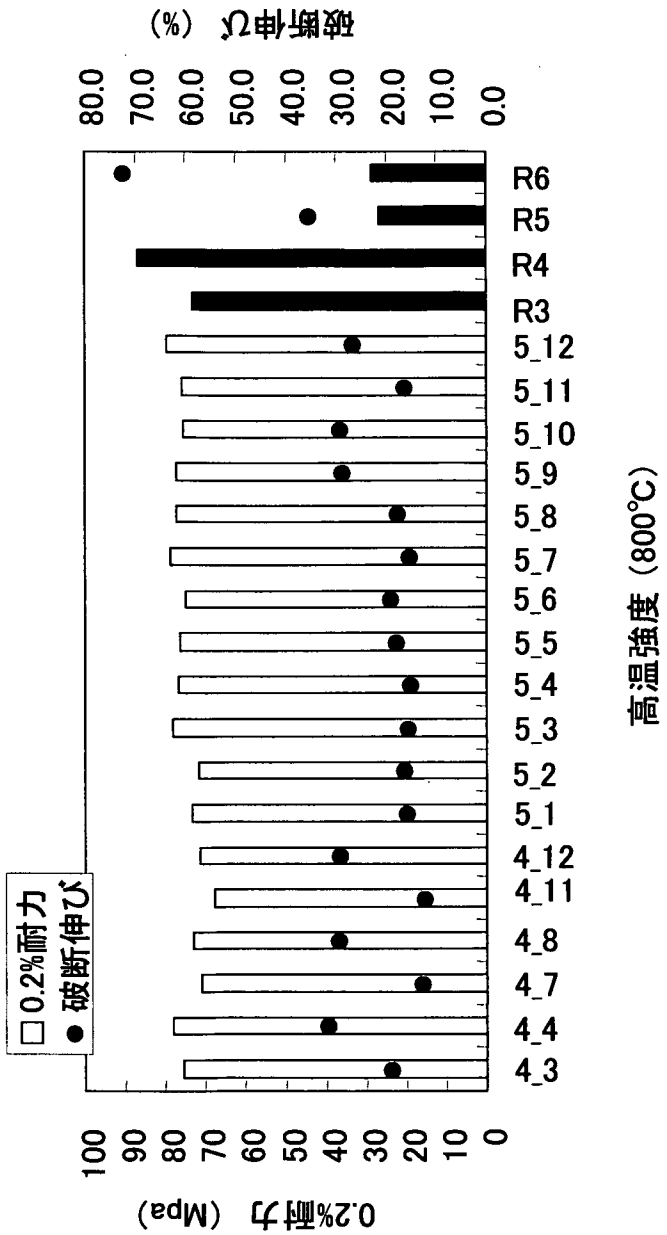

破断伸び (%)
80.0
70.0
60.0
50.0
40.0
30.0
20.0
10.0
0.0
R6
R5
R4
R3
5_12
5_11
5_10
5_9
5_8
5_7
5_6
5_5
5_4
5_3
5_2
5_1
4_12
4_11
4_8
4_7
4_4
4_3
高温強度（800℃）
□0.2%耐力
●破断伸び
100
90
80
70
60
50
40
30
20
10
0
0.2%耐力 (Mpa)

図17

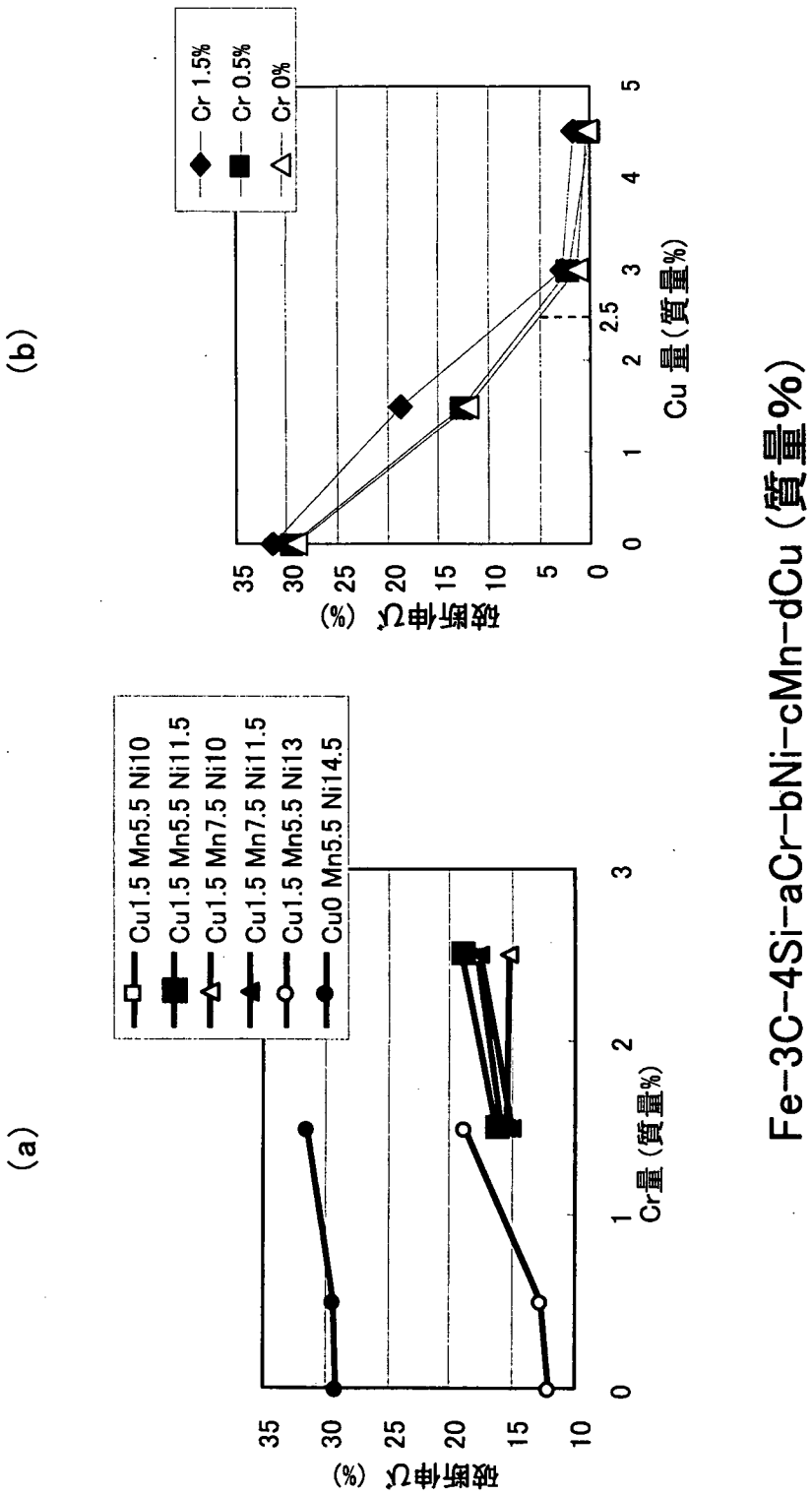

(a)
(b)
Cu1.5 Mn5.5 Ni10
Cu1.5 Mn5.5 Ni11.5
Cu1.5 Mn7.5 Ni10
Cu1.5 Mn7.5 Ni11.5
Cu1.5 Mn5.5 Ni13
Cu0 Mn5.5 Ni14.5
破断伸び (%)
Cr量 (質量%)
Cr 1.5%
Cr 0.5%
Cr 0%
Cu 量 (質量%)
Fe-3C-4Si-aCr-bNi-cMn-dCu (質量%)

図18

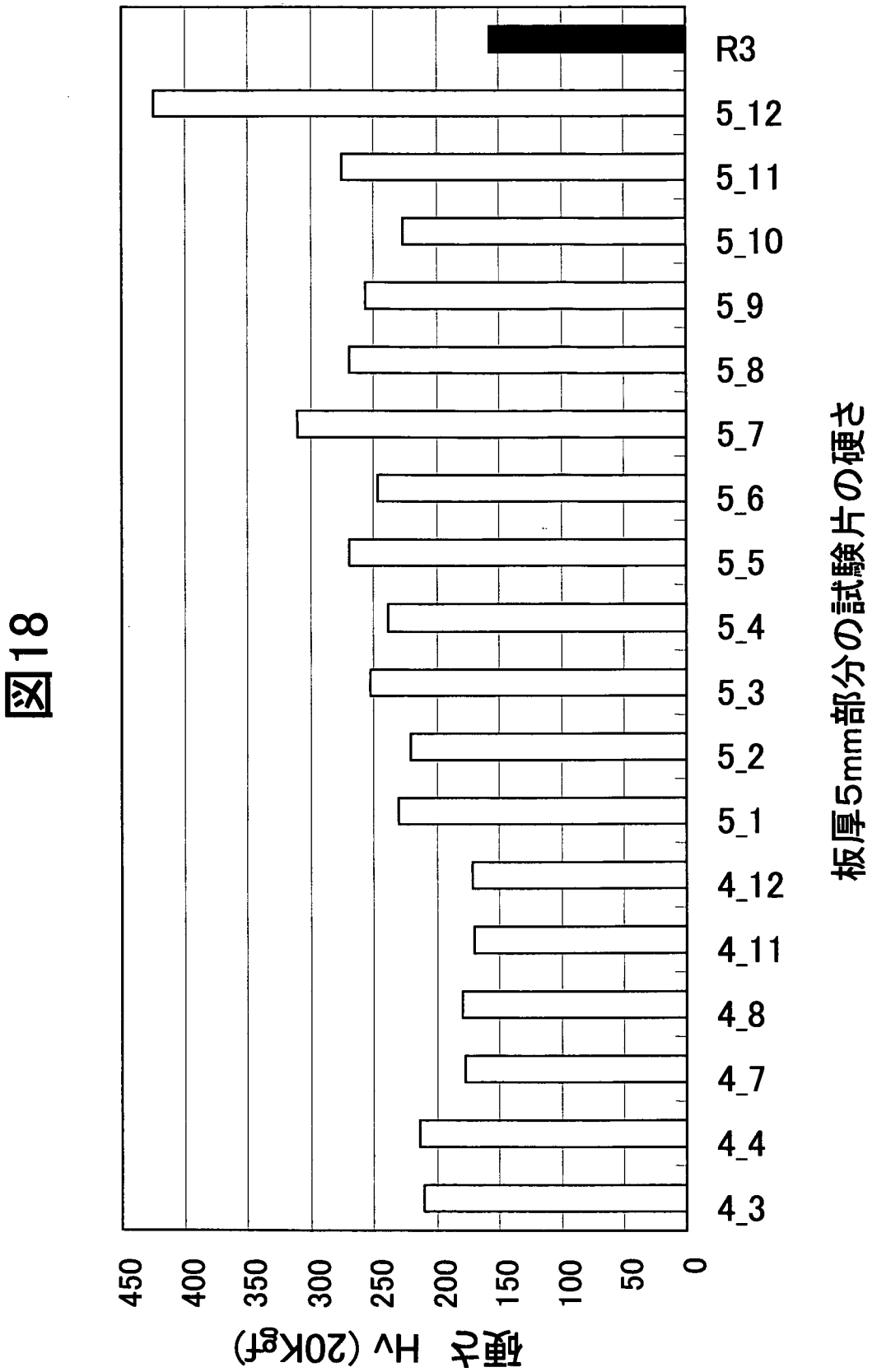

R3
5_12
5_11
5_10
5_9
5_8
5_7
5_6
5_5
5_4
5_3
5_2
5_1
4_12
4_11
4_8
4_7
4_4
4_3
450
400
350
300
250
200
150
100
50
0
硬さ Hv (20kgf)
板厚5mm部分の試験片の硬さ

図19

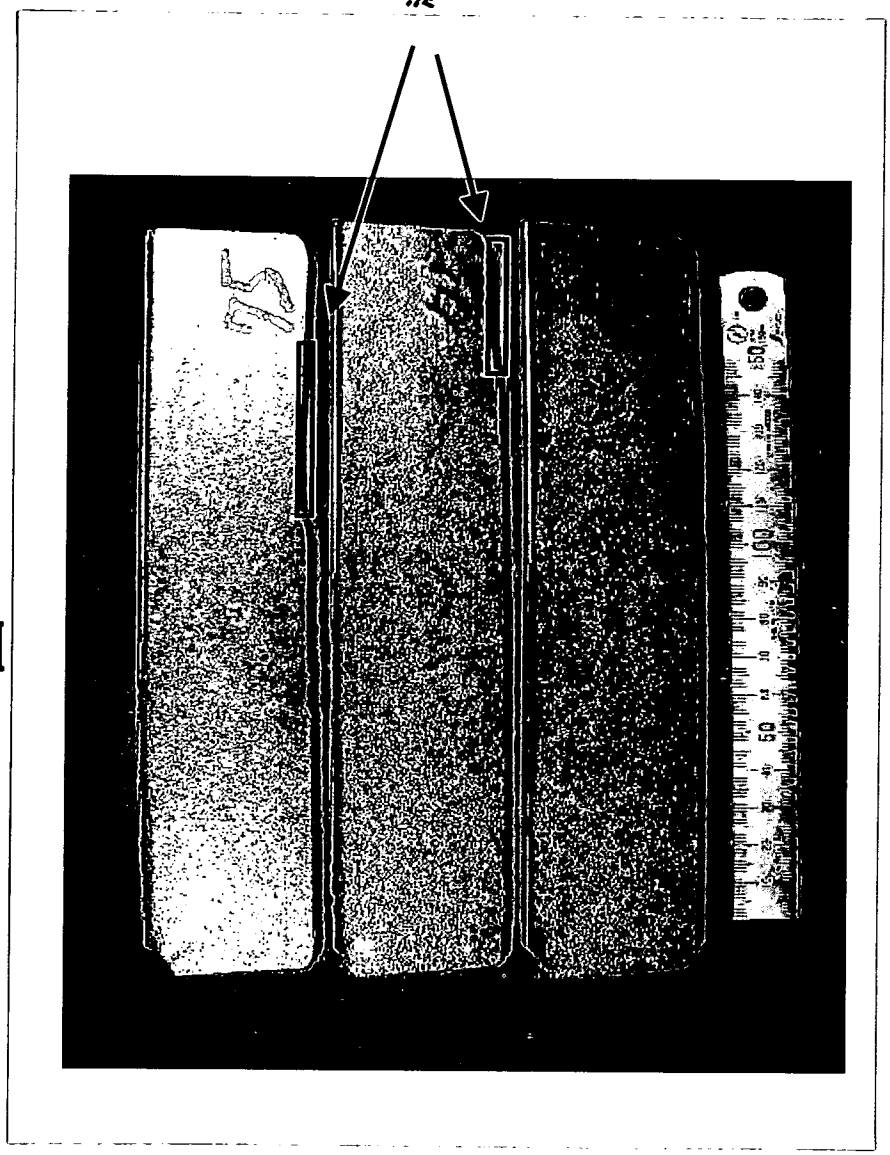


図20

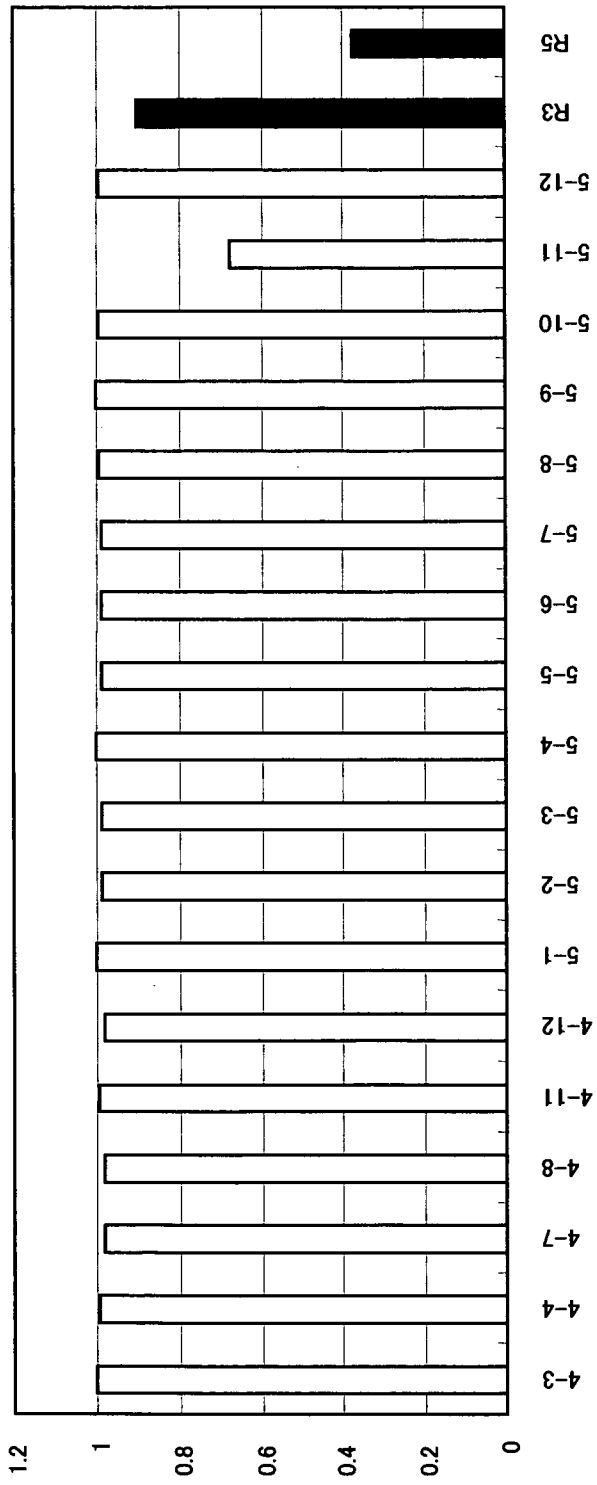

湯廻り相対評価
(試験片No.4-3, 5-1, 5-9を「1」とした場合)
R5
R3
5-12
5-11
5-10
5-9
5-8
5-7
5-6
5-5
5-4
5-3
5-2
5-1
4-12
4-11
4-8
4-7
4-4
4-3
1.2
1
0.8
0.6
0.4
0.2
0

図21

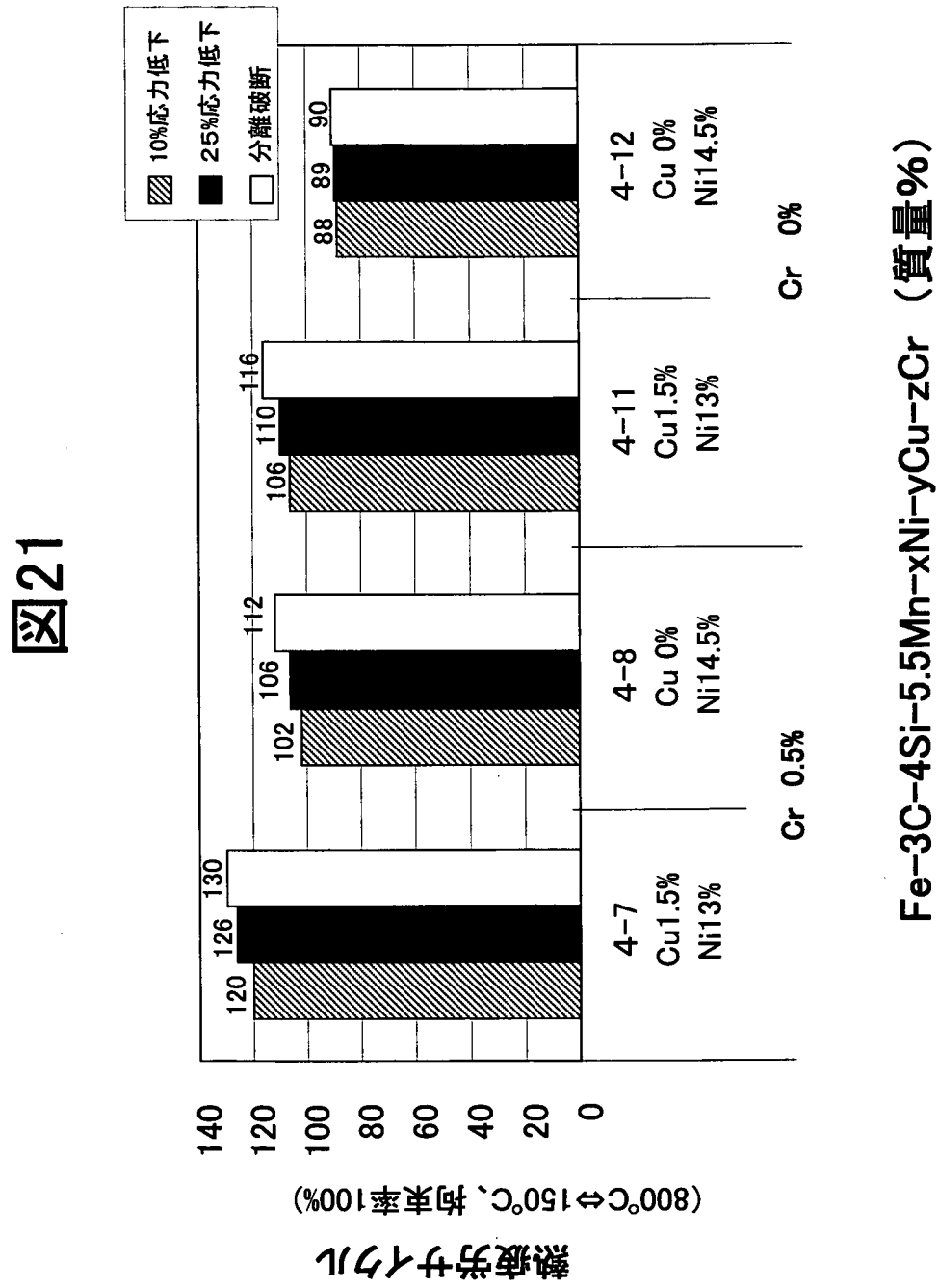

10%応力低下
25%応力低下
分離破断
熱疲労サイクル
(800℃⇔150℃、拘束率100%)
0
20
40
60
80
100
120
140
Fe-3C-4Si-5.5Mn-xNi-yCu-zCr (質量%)
Cr 0%
Cr 0.5%
4-7 Cu1.5% Ni13%
4-8 Cu 0% Ni14.5%
4-11 Cu1.5% Ni13%
4-12 Cu 0% Ni14.5%
120
126
130
102
106
112
106
110
116
88
89
90

図22

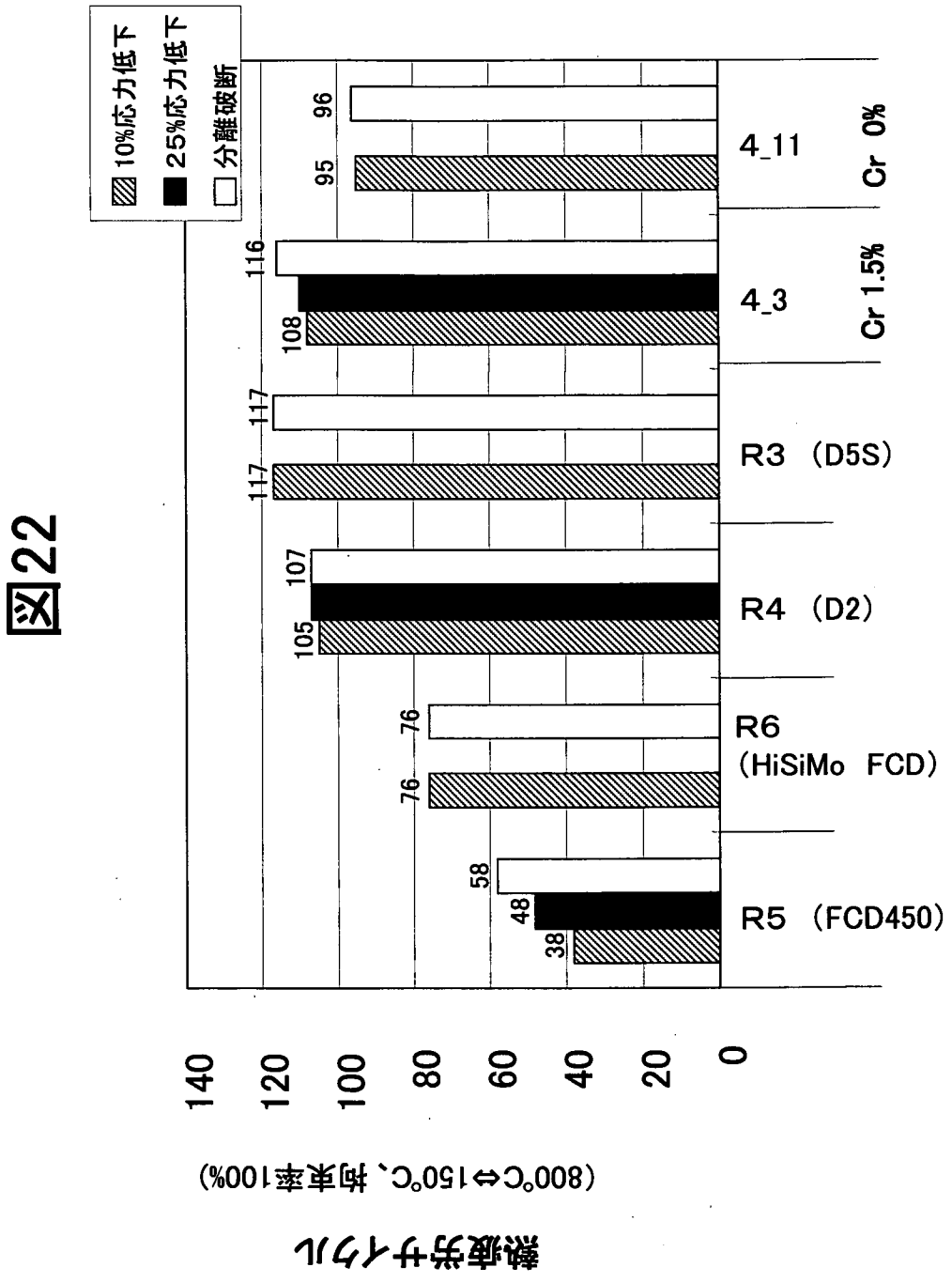

10%応力低下
25%応力低下
分離破断
4_11
Cr 0%
4_3
Cr 1.5%
R3 (D5S)
R4 (D2)
R6
(HiSiMo FCD)
R5 (FCD450)
96
95
116
108
117
117
107
105
76
76
58
48
38
140
120
100
80
60
40
20
0
熱疲労サイクル
(800℃⇔150℃、拘束率100%)

図23

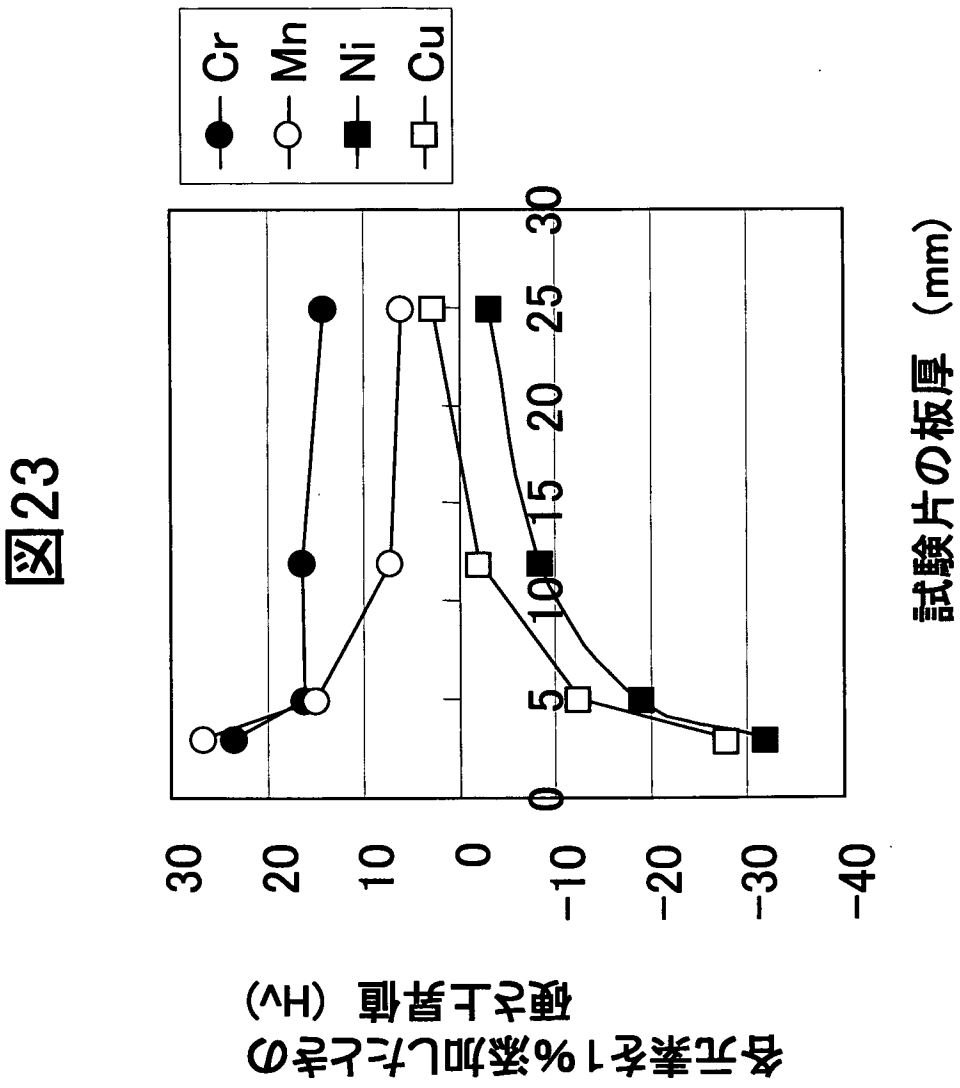
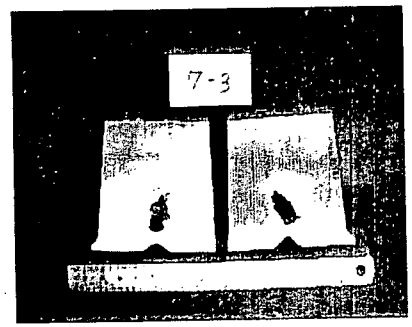
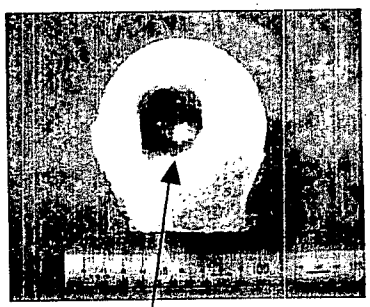

Cr
Mn
Ni
Cu
0
5
10
15
20
25
30
試験片の板厚（mm）
30
20
10
0
−10
−20
−30
−40
各元素を1%添加したときの
硬さ上昇値 (Hv)

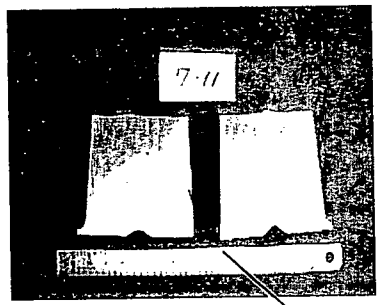
図24

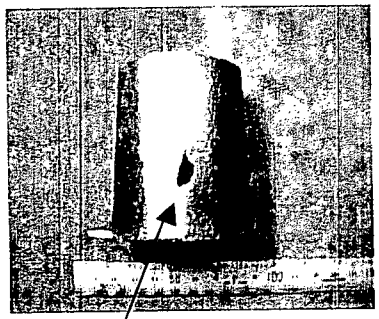


内引け量の評価
ショット玉詰める

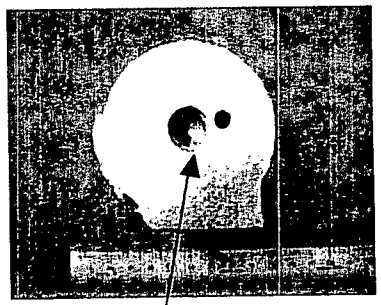


外引け量の評価
ショット玉詰める





中心切断部位に引け巣がないが,
外から内側へつながっている箇所は内引け量として仮評価



ショット玉量の最も少なかった
試験片を外引け量０と仮定

引け量の定量化方法

図25

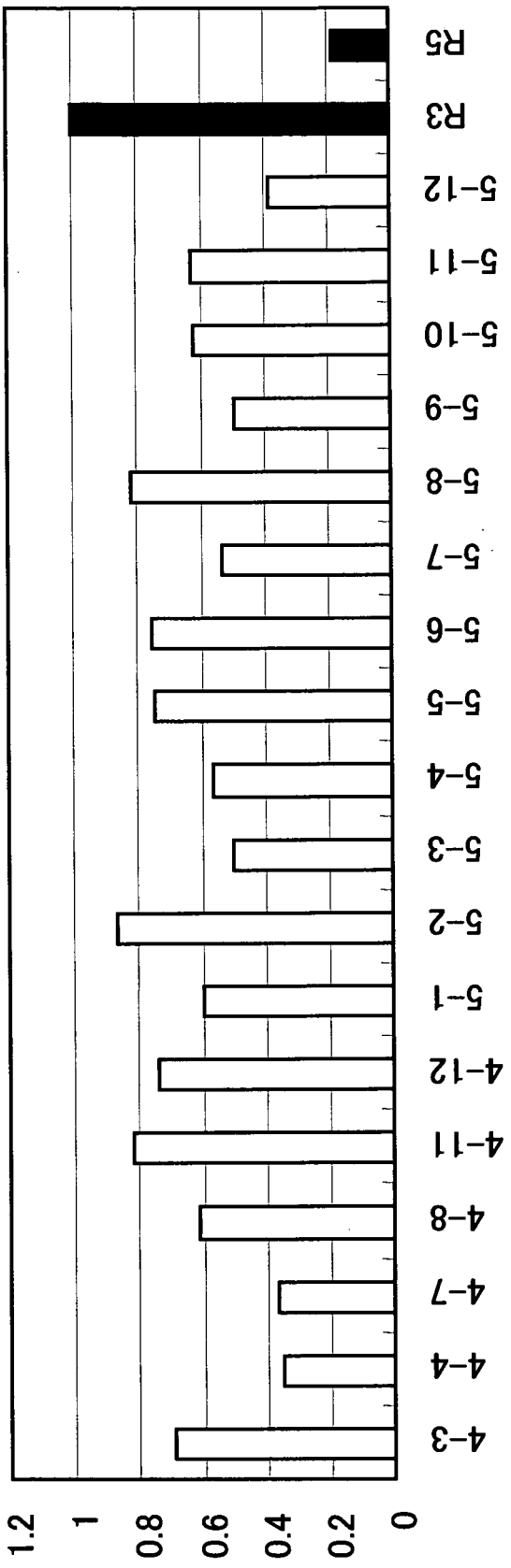

R5
R3
5-12
5-11
5-10
5-9
5-8
5-7
5-6
5-5
5-4
5-3
5-2
5-1
4-12
4-11
4-8
4-7
4-4
4-3
1.2
1
0.8
0.6
0.4
0.2
0
引け量の相対評価
(試験片No. R3の引け量を「1」とした場合)

図26

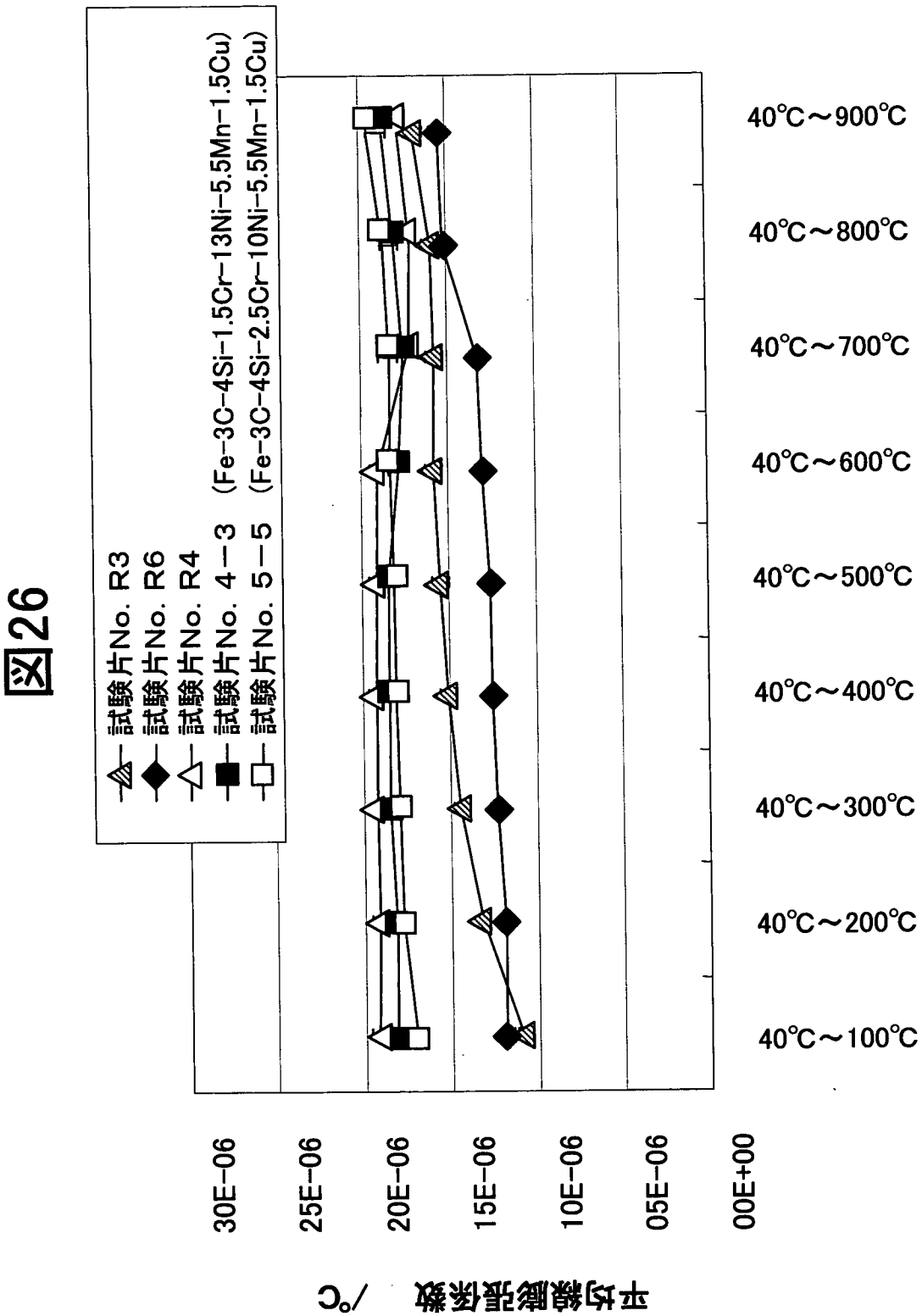

試験片No. R3
試験片No. R6
試験片No. R4
試験片No. 4－3 (Fe-3C-4Si-1.5Cr-13Ni-5.5Mn-1.5Cu)
試験片No. 5－5 (Fe-3C-4Si-2.5Cr-10Ni-5.5Mn-1.5Cu)
40℃～900℃
40℃～800℃
40℃～700℃
40℃～600℃
40℃～500℃
40℃～400℃
40℃～300℃
40℃～200℃
40℃～100℃
30E-06
25E-06
20E-06
15E-06
10E-06
05E-06
00E+00
平均線膨張係数 /℃

図27

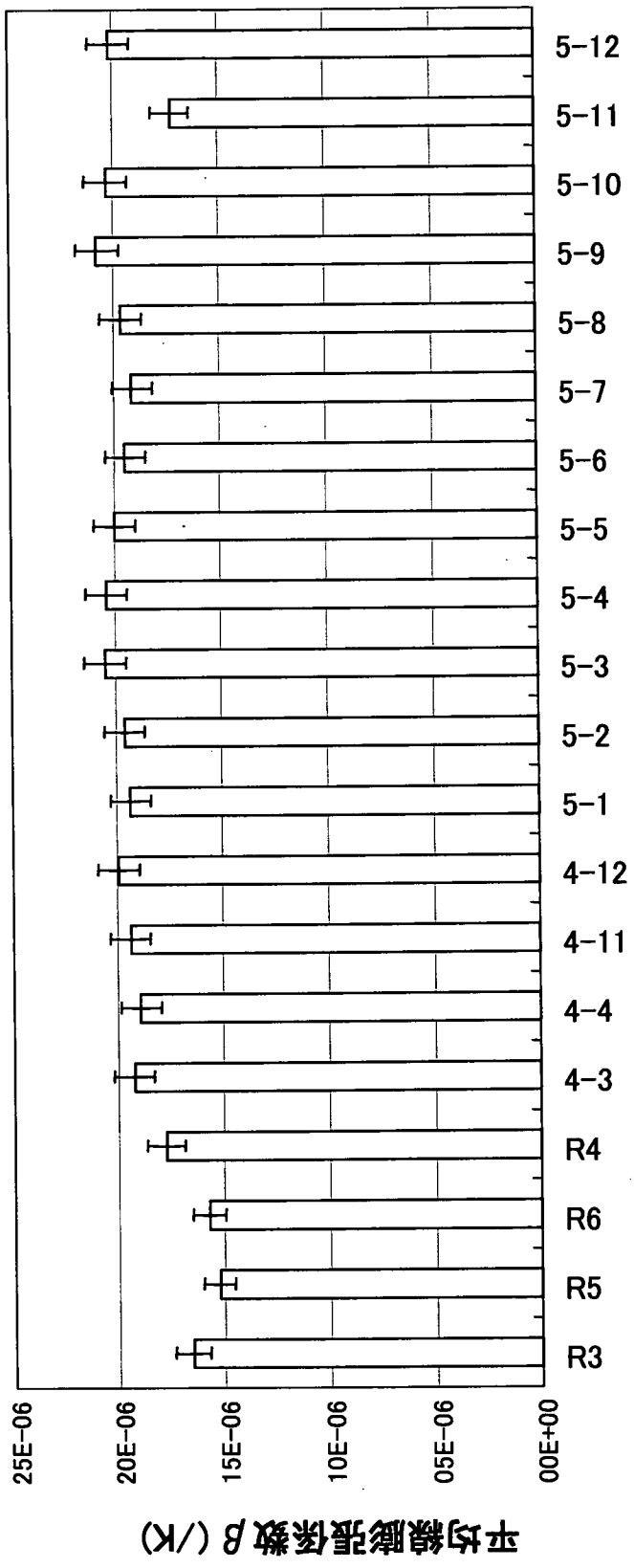

5-12
5-11
5-10
5-9
5-8
5-7
5-6
5-5
5-4
5-3
5-2
5-1
4-12
4-11
4-4
4-3
R4
R6
R5
R3
25E-06
20E-06
15E-06
10E-06
05E-06
00E+00
平均線膨張係数β (/K)

図28

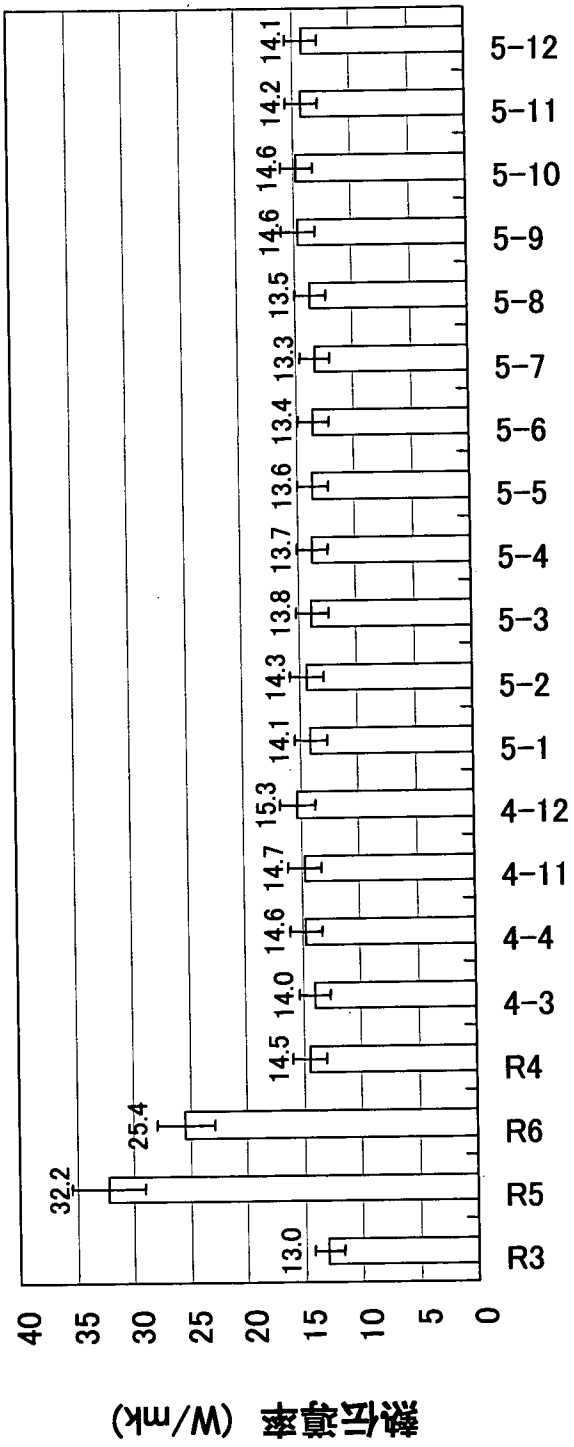

熱伝導率 (W/mK)
0
5
10
15
20
25
30
35
40
R3
R5
R6
R4
4-3
4-4
4-11
4-12
5-1
5-2
5-3
5-4
5-5
5-6
5-7
5-8
5-9
5-10
5-11
5-12
13.0
32.2
25.4
14.5
14.0
14.6
14.7
15.3
14.1
14.3
13.8
13.7
13.6
13.4
13.3
13.5
14.6
14.6
14.2
14.1

図29

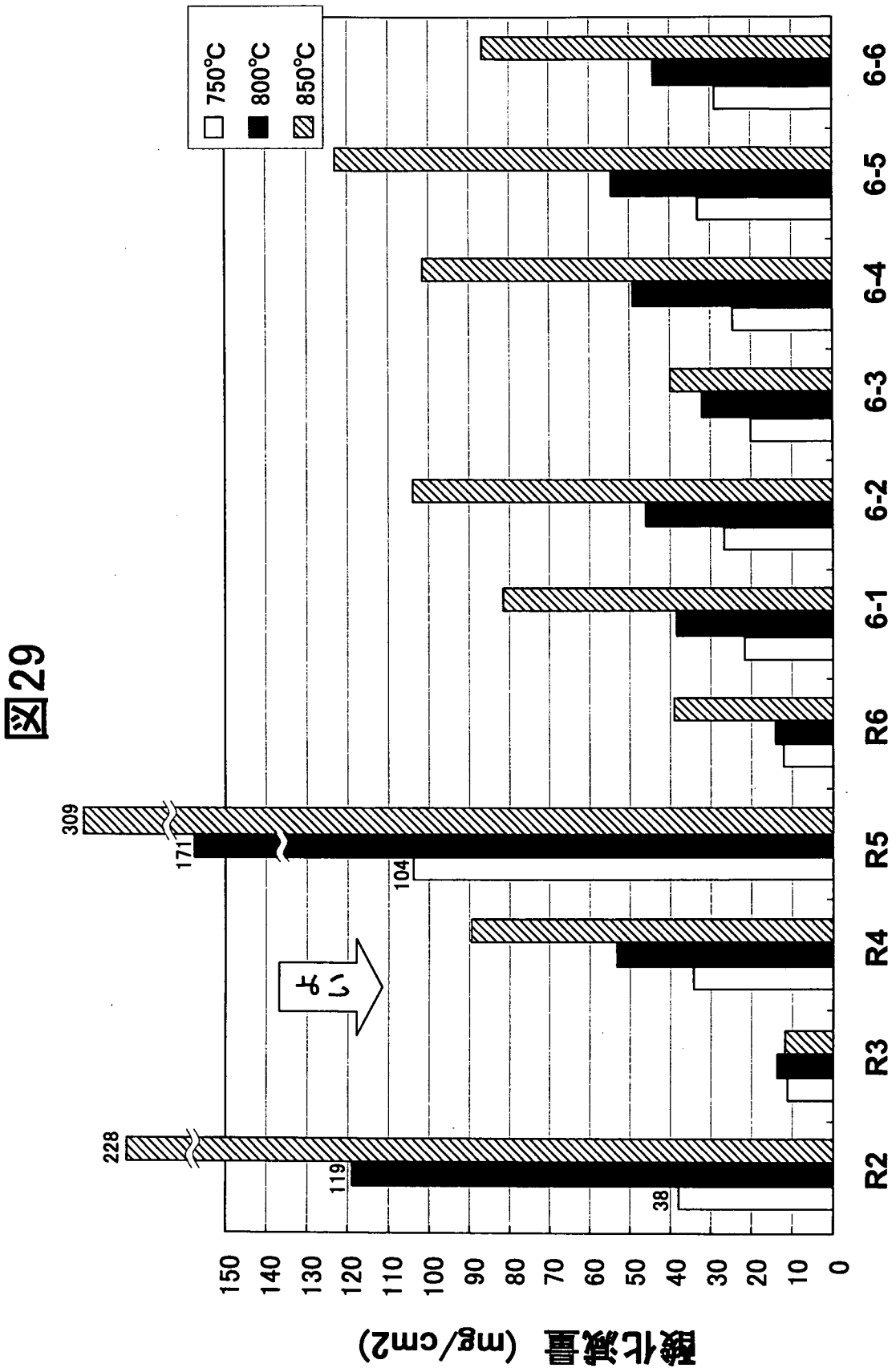

750℃
800℃
850℃
酸化減量 (mg/cm2)
150
140
130
120
110
100
90
80
70
60
50
40
30
20
10
0
よい
228
119
38
309
171
104
R2
R3
R4
R5
R6
6-1
6-2
6-3
6-4
6-5
6-6

図30

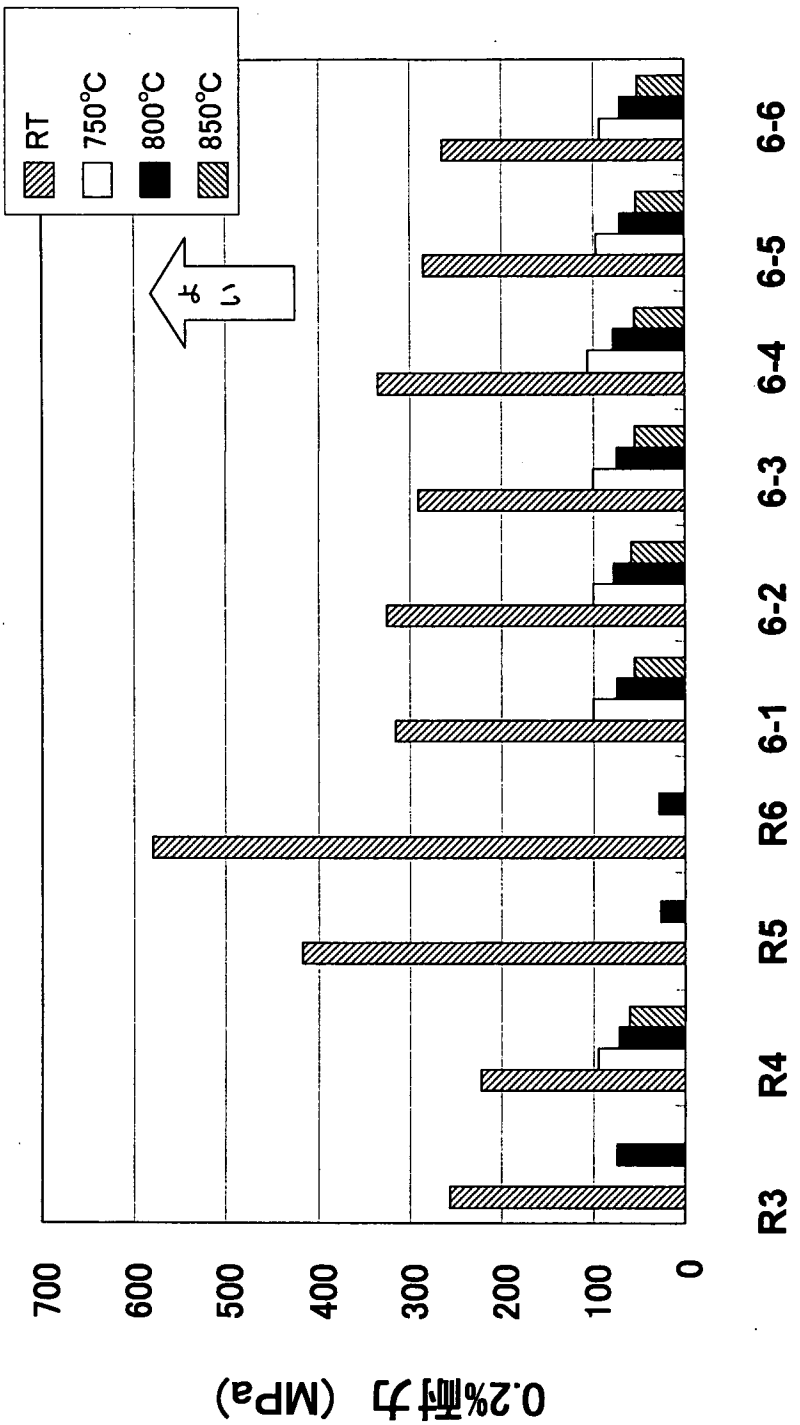

RT
750°C
800°C
850°C
よい
0.2%耐力 (MPa)
700
600
500
400
300
200
100
0
R3
R4
R5
R6
6-1
6-2
6-3
6-4
6-5
6-6

図31

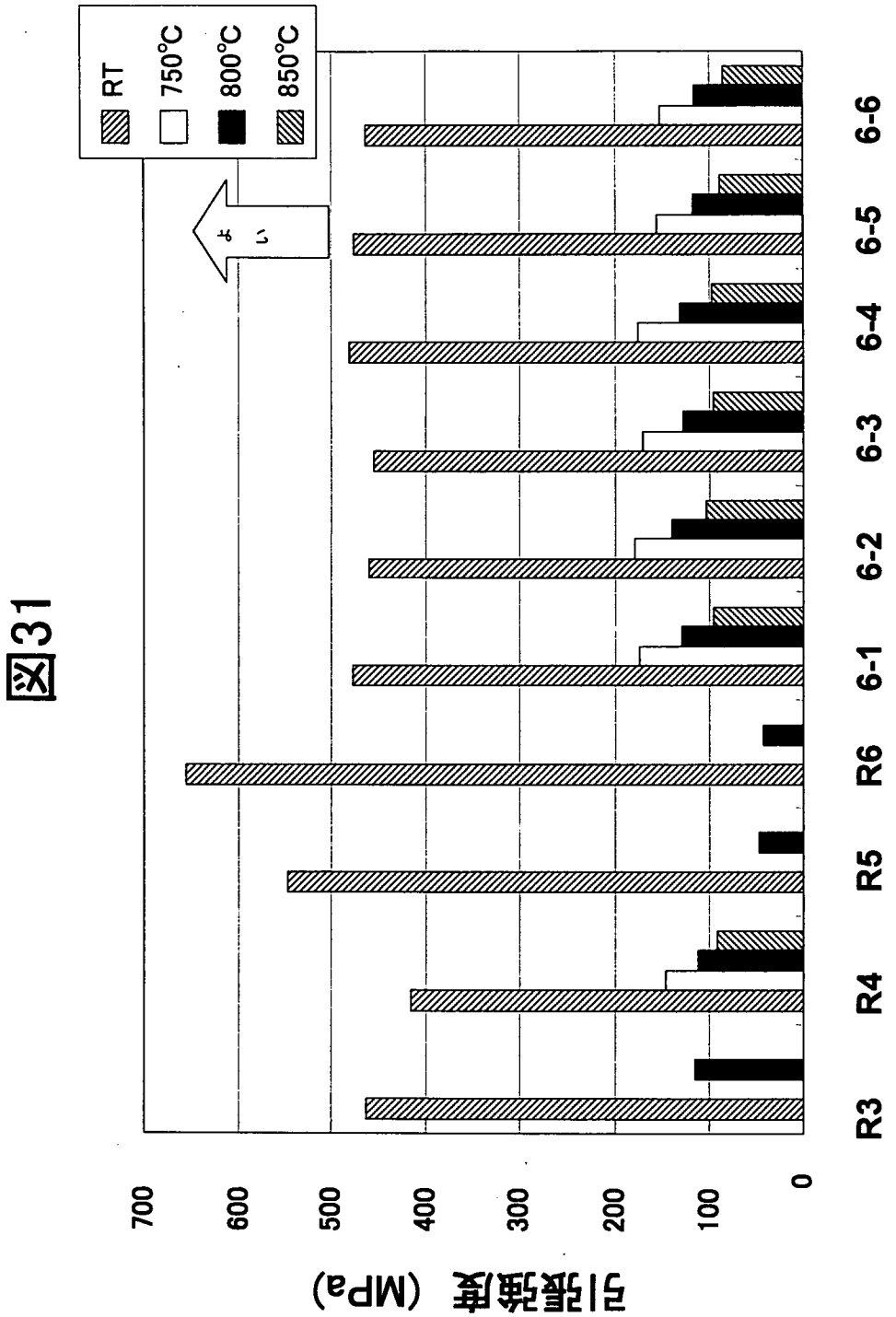

RT
750°C
800°C
850°C
よい
引張強度 (MPa)
0
100
200
300
400
500
600
700
R3
R4
R5
R6
6-1
6-2
6-3
6-4
6-5
6-6

図32

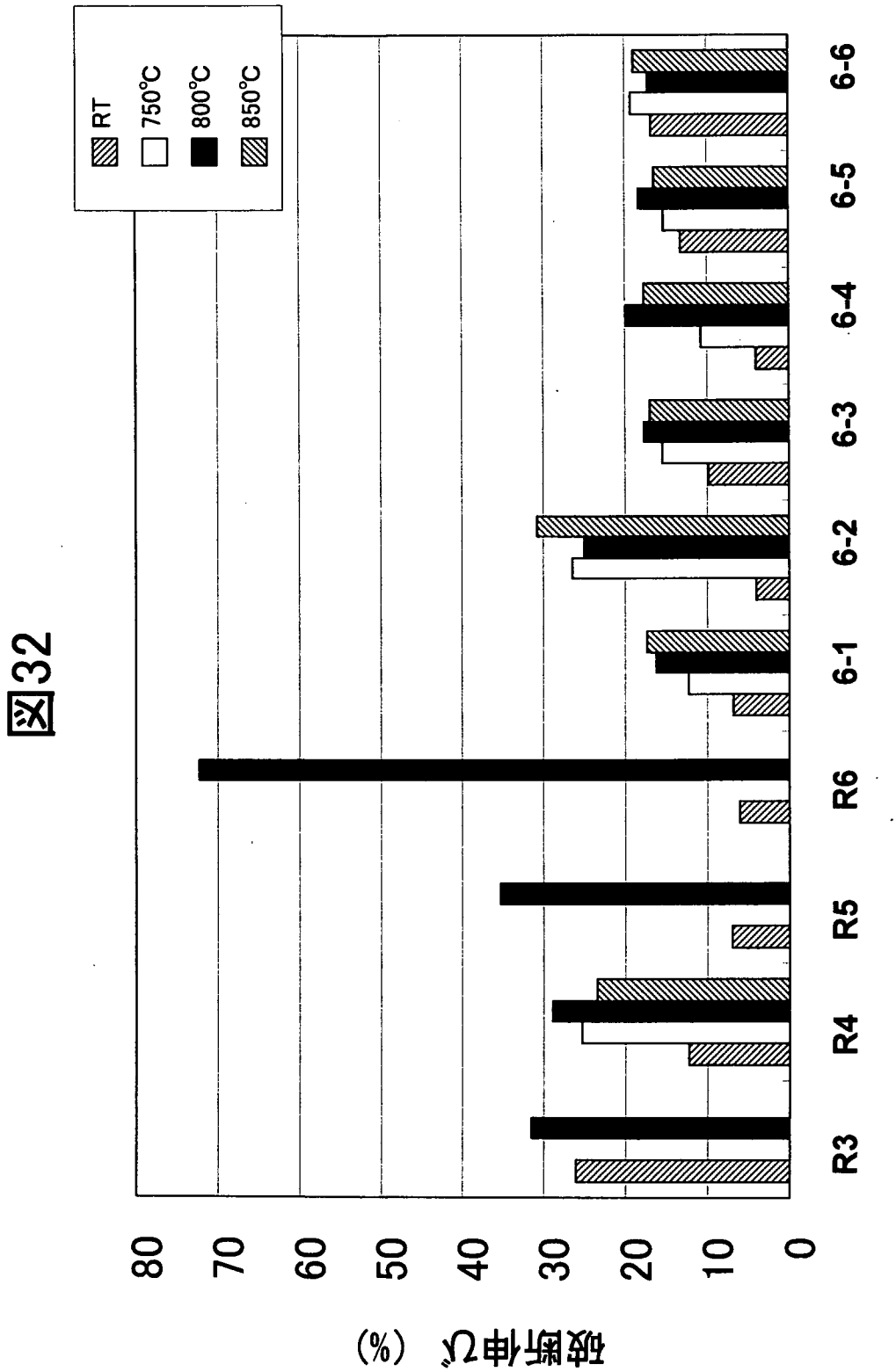
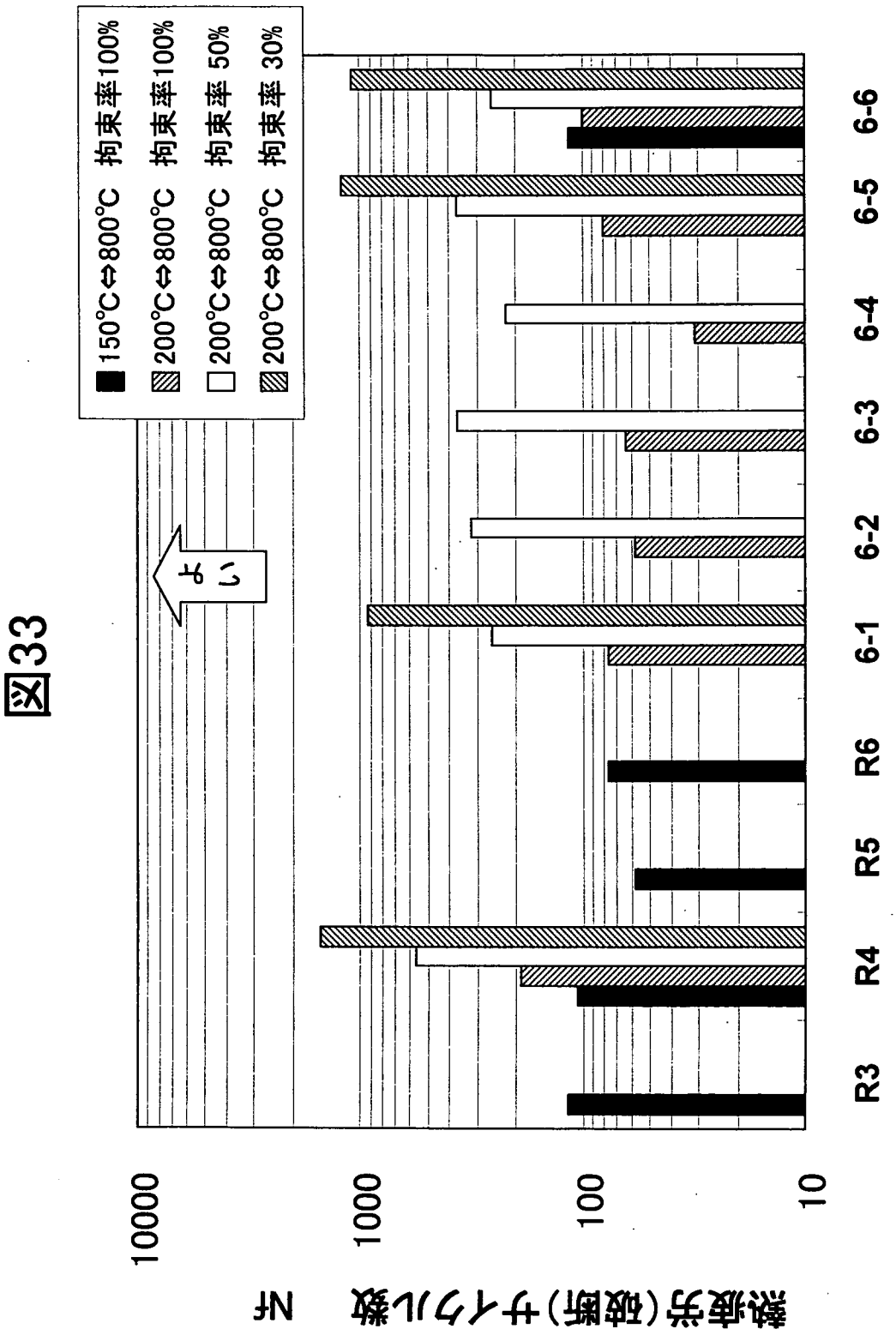

RT
750℃
800℃
850℃
R3
R4
R5
R6
6-1
6-2
6-3
6-4
6-5
6-6
0
10
20
30
40
50
60
70
80
破断伸び (%)

図33


熱疲労(破断)サイクル数 Nf
10000
1000
100
10
よい
■150℃⇔800℃ 拘束率100%
▨200℃⇔800℃ 拘束率100%
□200℃⇔800℃ 拘束率 50%
▨200℃⇔800℃ 拘束率 30%
R3
R4
R5
R6
6-1
6-2
6-3
6-4
6-5
6-6

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2008/066028

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C37/04(2006.01)i, *B22D27/20*(2006.01)i, *C21C1/10*(2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
C22C37/00-37/10, B22D27/20, C21C1/10

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched
Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2008
Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2008 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2008

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 54-17683 B2 (Hitachi, Ltd.), 02 July, 1979 (02.07.79), Claims; page 1, column 2, line 2 to page 2, column 4, line 29; page 3, column 6, line 6 to page 4, column 8, line 25; Figs. 2, 4, 5 (Family: none)	1-22
A	JP 58-27951 A (Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd.), 18 February, 1983 (18.02.83), Claims; table 1 (Family: none)	1-22
A	WO 2005/007914 A1 (Hitachi Metals, Ltd.), 27 January, 2005 (27.01.05), Claims; Par. No. [0001]; table 1 & US 2006/0191604 A1 & EP 1652949 A1	1-22

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search	Date of mailing of the international search report
28 November, 2008 (28.11.08)	09 December, 2008 (09.12.08)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office Facsimile No.	Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2008/066028

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 63-210256 A (Aisin Takaoka Co., Ltd.), 31 August, 1988 (31.08.88), Claims; tables (Family: none)	1-22
A	JP 56-58945 A (Hitachi Zosen Corp.), 22 May, 1981 (22.05.81), Claims; examples 1, 2 (Family: none)	1-22
A	JP 2-43342 A (Kubota Tekko Kabushiki Kaisha), 13 February, 1990 (13.02.90), Claims; table 1 (Family: none)	1-22
A	JP 2000-313934 A (Kabushiki Kaisha Sankyogokin Chuzosho, Shigenori NISHIUCHI, Koto-Shi), 14 November, 2000 (14.11.00), Claims; Par. No. [0024]; table 1 & US 2001/0023717 A1	1-22
A	JP 2004-232032 A (Osaka-Fu, Kabushiki Kaisha Sankyogokin Chuzosho, Okamoto Co., Ltd.), 19 August, 2004 (19.08.04), Claims; Par. No. [0029]; tables 1, 2 & US 2004/0151612 A1	1-22

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２００８／０６６０２８

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C37/04(2006.01)i, B22D27/20(2006.01)i, C21C1/10(2006.01)i

Ｂ．　調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C37/00-37/10, B22D27/20, C21C1/10

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	１９２２－１９９６年
日本国公開実用新案公報	１９７１－２００８年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２００８年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２００８年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

Ｃ．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求の範囲の番号
A	JP 54-17683 B2（株式会社日立製作所）1979.07.02, 特許請求の範囲, 第１頁第２欄第２行－第２頁第４欄第２９行, 第３頁第６欄第６行－第４頁第８欄第２５行, 第２図, 第４図, 第５図（ファミリーなし）	１－２２
A	JP 58-27951 A（石川島播磨重工業株式会社）1983.02.18, 特許請求の範囲, 第１表（ファミリーなし）	１－２２

☑　Ｃ欄の続きにも文献が列挙されている。　　☐　パテントファミリーに関する別紙を参照。

＊　引用文献のカテゴリー
「Ａ」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「Ｅ」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「Ｌ」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
「Ｏ」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「Ｐ」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献
「Ｔ」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「Ｘ」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Ｙ」特に関連のある文献であって、当該文献と他の１以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「＆」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日 ２８．１１．２００８	国際調査報告の発送日 ０９．１２．２００８
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ） 郵便番号１００－８９１５ 東京都千代田区霞が関三丁目４番３号	特許庁審査官（権限のある職員）　４Ｋ　９１５４ 鈴木　毅 電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３４３５

Ｃ（続き）．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求の範囲の番号
A	WO 2005/007914 A1（日立金属株式会社）2005.01.27，請求の範囲，［０００１］，［表１］ & US 2006/0191604 A1 & EP 1652949 A1	１－２２
A	JP 63-210256 A（アイシン高丘株式会社）1988.08.31，特許請求の範囲，表（ファミリーなし）	１－２２
A	JP 56-58945 A（日立造船株式会社）1981.05.22，特許請求の範囲，実施例１，実施例２（ファミリーなし）	１－２２
A	JP 2-43342 A（久保田鉄工株式会社）1990.02.13，特許請求の範囲，第１表（ファミリーなし）	１－２２
A	JP 2000-313934 A（株式會社三共合金鑄造所，西内滋典，京都市）2000.11.14，【特許請求の範囲】，【００２４】，【表１】 & US 2001/0023717 A1	１－２２
A	JP 2004-232032 A（大阪府，株式會社三共合金鑄造所，株式会社岡本）2004.08.19，【特許請求の範囲】，【００２９】，【表１】，【表２】 & US 2004/0151612 A1	１－２２