

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第3999727号
(P3999727)

(45) 発行日 平成19年10月31日(2007.10.31)

(24) 登録日 平成19年8月17日(2007.8.17)

(51) Int. Cl.	F I
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 0 1 A
C 2 2 C 38/38 (2006.01)	C 2 2 C 38/38
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/58
C 2 1 D 8/00 (2006.01)	C 2 1 D 8/00 A

請求項の数 3 (全 21 頁)

(21) 出願番号	特願2003-379821 (P2003-379821)	(73) 特許権者	000001199
(22) 出願日	平成15年11月10日(2003.11.10)		株式会社神戸製鋼所
(65) 公開番号	特開2005-139534 (P2005-139534A)		兵庫県神戸市中央区脇浜町二丁目10番26号
(43) 公開日	平成17年6月2日(2005.6.2)	(74) 代理人	100075409
審査請求日	平成17年11月21日(2005.11.21)		弁理士 植木 久一
		(74) 代理人	100067828
			弁理士 小谷 悦司
		(72) 発明者	村上 俊夫
			神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会 社神戸製鋼所 神戸総合技術研究所内
		(72) 発明者	難波 茂信
			神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会 社神戸製鋼所 神戸総合技術研究所内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 過共析鋼

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

C : 0.9 ~ 1.50% (質量%の意。元素の量について、以下、同じ)、Si : 1.0%以下、Mn : 2.0%以下、及びCr : 0.05 ~ 2%を含有し、残部はFe及び不可避免的不純物であるセメンタイト及びフェライトの複合組織の鋼であって、

アスペクト比1.5以下の球状セメンタイトが、全セメンタイトに対して、90面積%以上であり、

前記アスペクト比1.5以下の球状セメンタイトを、 $1.0 \times 10^{11} \sim 100 \times 10^{11}$ 個/mm²含有し、

前記フェライトは、15°以上の方位差がある粒界を基準にして切片法によって測定した平均粒径が0.5µm以上2µm未満となるものであることを特徴とする過共析鋼。 10

【請求項2】

Ni : 1%以下、Cu : 1%以下、Mo : 1%以下、V : 0.5%以下、Nb : 0.1%以下、Ti : 0.1%以下、及びAl : 0.2%以下から選択された少なくとも1種を含有する請求項1に記載の過共析鋼。

【請求項3】

表面硬化処理を施した過共析鋼であって、非硬化部が請求項1又は2に記載の成分組成及び組織を満足するものである過共析鋼。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は鋼の強度と靱性の両方を高いレベルで満足させる技術に関するものである。

【背景技術】

【0002】

近年、自動車を初めとする構造材料に使用される軽量化鋼材は、高強度化が求められている。一般に鋼材を高強度化すると靱性が低下する。しかし高強度鋼材を構造材料として使用するためには、従来材と同等の靱性を確保する必要がある。さらに用途によっては〔例えば、シャフト用鋼、ラック用鋼などの自動車用条鋼製品（棒鋼、線材など）の用途では〕、優れた耐摩耗性（及び／又は面疲労特性）が求められており、高周波焼入れなどの表面硬化処理を施して所定の表面硬さを付与する必要がある。

10

【0003】

鋼材の強度と靱性を高いレベルで満足させるため、従来、炭素濃度約0.4%程度の中炭素鋼を焼入れ焼戻しして利用している。しかし中炭素鋼の焼入れ焼戻しでは、組織は焼戻しマルテンサイトとなっており、靱性は十分であっても強度レベルは未だ満足のいくものではない。

【0004】

非調質鋼を対象としたものであるが、Mn・Crバランスを調整してマトリックスの靱性を高めると共に、Nb添加によって再結晶温度を上昇させた上で未再結晶域で仕上げ圧延を行うことによってフェライト＋パーライト組織を微細化することによって強度及び靱性を改善する技術がある（特許文献1）。しかしフェライト＋パーライト組織では、強度－靱性バランスを高めるには限界がある。そこでフェライト＋パーライト組織の低靱性を回避するため、フェライト＋ベイナイト組織化した非調質鋼も知られている（特許文献2）。しかし、C量が多くなるとパーライト組織が生成して靱性が低下するため、この技術は低炭素鋼にしか利用できない。そのため高周波焼入れしても表面硬さが十分に向上せず、耐摩耗性（及び／又は面疲労特性）の点で問題がある。

20

【0005】

耐摩耗性（及び／又は面疲労特性）を高めるためには、高炭素鋼の使用が求められる。すなわち高炭素鋼でも、強度－靱性バランスを十分に高めることが求められる。高炭素鋼はパーライト組織のものと、セメンタイト＋フェライト組織のものとに大別されるが、強度－靱性バランスを高めるためにはセメンタイト＋フェライト組織においてセメンタイトを球状化することが必要であり、加えて残るフェライト組織も微細化することが必要となる。例えば非特許文献1では、パーライト組織の高炭素鋼を冷間圧延して歪みを蓄積した後、焼き戻すことによって、球状セメンタイトと微細フェライトの複合組織を得ており、良好な高強度・高靱性バランスを得ている。しかし、この例ではフェライトは約0.1～0.5μm程度にまで微細化されているにも拘わらず、引張強度約1100MPaのときの衝撃値は80J/cm²程度であり、さらなる改良が望まれる。

30

【特許文献1】特許第3036061号公報

【特許文献2】特開2000-265245号公報

【非特許文献1】瀬戸、外1名、「パーライトの冷延・短時間焼鈍による高炭素鋼の微細組織化と諸特性」、材料とプロセス、社団法人日本鉄鋼協会、2003年、第16巻、第498～501頁

40

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

本発明は上記の様な事情に着目してなされたものであって、その目的は、高強度と高靱性をさらに高いレベルで両立することのできる技術を確立することにある。

【課題を解決するための手段】

【0007】

本発明者らは、前記課題を解決するために鋭意研究を重ねた結果、高強度化と高靱性化

50

をさらに高いレベルで両立するためには、高炭素の球状セメンタイト+微細フェライト複合組織鋼において、フェライト粒界の方位差を考慮した組織制御が極めて重要であることを見出した。すなわち前記非特許文献1のような技術では、走査型電子顕微鏡(SEM)組織は例えば図1に示す通りであってフェライト粒自体は微細化されているものの、15°以上の方位差がある大角粒界は例えば図2に示す通りであり、該15°以上の大角粒界でとらえたフェライト粒径(以下、有効フェライト粒径と称する)は大きくなっている。ところが靱性向上の観点からは、有効フェライト粒径は実際の(見かけの)フェライト粒径以上に極めて密接な関係があること、及び有効フェライト粒径が小さすぎても大きすぎても靱性が低下することが判明した。すなわち下記表1は後述の実施例からのデータを示すものであるが、下記表1から明らかのように、見かけのフェライト粒径が大きい場合(I ~ IIIの例; 吸収エネルギー=34~45 J)に比べて、見かけのフェライト粒径を小さくした場合には(I Vの例)確かに靱性は向上するが(吸収エネルギー=57 J)、その向上幅はほんの僅かである。それに対して、有効フェライト粒径を小さくすると(Vの例)、靱性は大きく向上し(吸収エネルギー=143 J)、有効フェライト粒径は見かけのフェライト粒径に比べてはるかに靱性に大きな影響を及ぼすことが判る。また有効フェライト粒径が大きすぎる場合(I ~ I Vの例)及び小さすぎる場合(V I ~ V I Iの例)のいずれの場合にも靱性は低下することから、有効フェライト粒径は適切な範囲に保つ必要があることが判る。

【0008】

【表1】

表1

	有効 フェライト 粒径 (μm)	見かけの フェライト 粒径 (μm)	引張 強度 (MPa)	吸収 エネルギー (J)	備考
I	12	12	1053	34	実験例2-No. 15
II	9.5	9.5	870	45	実験例2-No. 16
III	11	10.4	855	39	実験例2-No. 17
IV	18.3	1.2	1056	57	実験例4
V	0.8	0.8	1151	143	実験例1-No. 1
VI	0.32	0.32	1351	68	実験例2-No. 23
VII	0.23	0.23	1373	66	実験例2-No. 30

【0009】

以上の知見の下、本発明者らは有効フェライト粒径を所定範囲に制御した上で、炭素濃度を高めかつセメンタイトの形態及び量も所定の範囲に制御すれば、高強度化と高靱性化をさらに高いレベルで両立できることを見出し、本発明を完成した。

【0010】

すなわち本発明に係る過共析鋼は、

C: 0.9~1.50% (質量%の意。元素の量について、以下、同じ)、Si: 1.0%以下、Mn: 2.0%以下、及びCr: 0.05~2%を含有するセメンタイト及びフェライトの複合組織の鋼であって、

アスペクト比1.5以下の球状セメンタイトが、全セメンタイトに対して、90面積%以上であり、

前記アスペクト比1.5以下の球状セメンタイトを、 $1.0 \times 10^{11} \sim 100 \times 10^{11}$ 個/ mm^2 含有し、

前記フェライトは、 15° 以上の方位差がある粒界を基準にして切片法によって測定した平均粒径が $0.5\mu\text{m}$ 以上 $2\mu\text{m}$ 未満となっている点に要旨を有するものである。

【0011】

前記過共析鋼は、Ni：1%以下、Cu：1%以下、Mo：1%以下、V：0.5%以下、Nb：0.1%以下、Ti：0.1%以下、Al：0.2%以下などを含有していてもよく、残部はFe及び不可避免的不純物であってもよい。また表面硬化処理を施してもよく、この場合、非硬化部が前記の成分組成及び組織を満足している。

【発明の効果】

【0012】

本発明によれば、有効フェライト粒径が所定の範囲に制御されており、しかもセメンタイトの形態及び量も所定の範囲に制御されているため、高強度化と高靱性を極めて高いレベルで両立できる。

10

【発明を実施するための最良の形態】

【0013】

本発明は、C：0.9～1.50%（質量%の意。元素の量について、以下、同じ）、Si：1.0%以下、Mn：2.0%以下、及びCr：0.05～2%を含有する過共析鋼を対象としている。以下、これら成分の添加理由について説明する。

【0014】

Cは硬質相であるセメンタイトを所定量以上析出させて鋼の強度を確保する上で必要な元素であり、また表面硬化処理（高周波焼入れ処理など）の後の表面硬さを確保する上でも重要な元素である。C量は、0.9%以上、好ましくは0.92%以上、さらに好ましくは0.95%以上とする。一方、Cが過剰になると強度が高くなり過ぎて靱性が劣化する。従ってC量は、1.50%以下、好ましくは1.3%以下、さらに好ましくは1.1%以下とする。

20

【0015】

Siは製鋼時に脱酸剤として使用される元素であるため、鋼中に必ず残存する（0%超）。またSiは固溶強化によって鋼を高強度化するのに有効であり、かかる観点からはSi量は、例えば0.1%以上、好ましくは0.15%以上、さらに好ましくは0.20%以上とすることが推奨される。一方、Siが過剰になると、強度が高くなり過ぎて靱性が劣化する。従ってSi量は、1.0%以下、好ましくは0.6%以下、さらに好ましくは0.3%以下とする。

30

【0016】

MnもSiと同様に脱酸剤と使用される元素であり、鋼中に必ず残存する（0%超）。またMnは鋼の強度を高める作用も有しており、かかる観点からはMn量は0.1%以上、好ましくは0.2%以上、さらに好ましくは0.3%以上とする。一方、Mnが過剰になると、強度が高くなり過ぎて靱性が劣化する。従ってMn量は、2.0%以下、好ましくは1.5%以下、さらに好ましくは1.3%以下とする。

【0017】

Crはセメンタイトの球状化を促進するのに有効な元素である。従ってCrは0.05%以上、好ましくは0.10%以上、さらに好ましくは0.15%以上とする。一方、Crが過剰になると、セメンタイトが脆くなって靱性が劣化する。従ってCr量は、2%以下、好ましくは1.8%以下、さらに好ましくは1.5%以下とする。

40

【0018】

必須添加元素は上述した通りであるが、強度-靱性バランスを維持できる限り、さらに種々の元素を添加してもよく、添加可能な元素は実験的に容易に確認できる。かかる追加の元素としては、例えば、Ni：1%以下、Cu：1%以下、Mo：1%以下、V：0.5%以下、Nb：0.1%以下、Ti：0.1%以下、及びAl：0.2%以下などが挙げられる。なおこれらNi、Cu、Mo、V、Nb、Ti、及びAlは、単独で追加してもよく、適宜組み合わせで追加してもよい。以下、これら追加の元素の添加理由について説明する。

50

【0019】

Ni及びCuは鋼の靱性を改善して靱性を向上させるのに有効である。Ni及び/又はCuを添加する場合(0%超とする場合)、添加量はそれぞれ、例えば0.1%以上、好ましくは0.2%以上、さらに好ましくは0.3%以上とする。しかしNiを過剰に添加しても効果が飽和し、コスト高となる。またCuを過剰に添加すると微細な析出物が増え、強度が上昇し過ぎて靱性が低下する。従ってNi量及びCu量は、それぞれ、1%以下、好ましくは0.7%以下、さらに好ましくは0.5%以下とする。

【0020】

Moは固溶強化によって、V、Nb、Ti及びAlは析出強化によって鋼の強度を高めるのに有効である。これら強化元素を添加する場合(0%超とする場合)、Moについては、例えば0.01%以上、好ましくは0.05%以上、さらに好ましくは0.10%以上とする。Vについては、例えば0.01%以上、好ましくは0.05%以上、さらに好ましくは0.10%以上とする。Nbについては、例えば0.001%以上、好ましくは0.005%以上、さらに好ましくは0.01%以上とする。Tiについては、例えば0.001%以上、好ましくは0.005%以上、さらに好ましくは0.01%以上とする。Alについては、例えば0.01%以上、好ましくは0.03%以上、さらに好ましくは0.05%以上とする。一方、これら強化元素が過剰となると鋼の強度が上昇し過ぎて靱性が低下する。従ってMoについては、1%以下、好ましくは0.5%以下、さらに好ましくは0.3%以下とする。Vについては、0.5%以下、好ましくは0.3%以下、さらに好ましくは0.2%以下とする。Nbについては、0.1%以下、好ましくは0.08%以下、さらに好ましくは0.05%以下とする。Tiについては、0.1%以下、好ましくは0.08%以下、さらに好ましくは0.05%以下とする。Alについては、0.2%以下、好ましくは0.15%以下、さらに好ましくは0.10%以下とする。

【0021】

残部はFe及び不可避不純物であってもよい。

【0022】

また本発明の過共析鋼は、セメンタイト及びフェライトの複合組織(以下、“セメンタイト+フェライト組織”と記載する場合がある)となっている。セメンタイト+フェライト組織とすることは、高強度及び高靱性を高いレベルで満足するための前提条件であり、パーライト組織と区別される。セメンタイト+フェライト組織とすることによって、変形能の小さいパーライト組織を消失させ、その代わりに変形能の大きなフェライト組織を生成させ、靱性を高めることができる。

【0023】

そして本発明の過共析鋼では、前記セメンタイトが略完全に球状化されており、しかも該球状化セメンタイトが略均一に微細分散している。セメンタイトを球状化するのは、非球状(例えば板状)セメンタイトは変形時に亀裂の発生源となって靱性を低下させるためであり、セメンタイトを球状化することによって靱性を高めることができる。なおセメンタイトを球状化すると強度が低下するが、本発明では高強度化は他の改善[例えば高炭素化、セメンタイトの均一微細分散化など(均一微細分散性については後述)]によって達成することとし、靱性確保の観点からセメンタイトを球状化することとした。セメンタイトの球状化の程度は、走査型電子顕微鏡写真(SEM写真)を撮影し、全セメンタイトに対する球状セメンタイトの割合を測定することによって把握できる。本発明では、アスペクト比(長軸/短軸比)が1.5以下のセメンタイトを球状セメンタイトと称することとし、該球状セメンタイト(アスペクト比1.5以下)の面積率を、全セメンタイトの面積を100%としたとき、90%以上、好ましくは95%以上、さらに好ましくは98%以上(特に100%)とする。

【0024】

また本発明の過共析鋼では、前記球状セメンタイトが略均一に微細分散している。このことによって、析出強化を利用して鋼の強度を高めることができる。すなわち本発明は過共析鋼を対象としているため、セメンタイト+フェライト組織としたときにはセメンタイ

10

20

30

40

50

トの面積率自体は高く、このことによってある程度の高強度化は達成されるが、該セメントタイトを略均一に微細分散させることによって（すなわち単位面積当たりの球状セメントタイトの数を多くすることによって）、さらなる高強度化を達成している。ただし単位面積当たりの球状セメントタイトの数が過剰になると、強度が高くなり過ぎて韌性が低下する。従って球状セメントタイトの数は所定の範囲に制御されている必要がある。本発明では、SEM写真によって球状セメントタイトの個数をカウントしており、球状セメントタイト（アスペクト比1.5以下のセメントタイト）の数は、 1.0×10^{11} 個/mm²以上（好ましくは 5×10^{11} 個/mm²以上、さらに好ましくは 10×10^{11} 個/mm²以上）、 100×10^{11} 個/mm²以下（好ましくは 70×10^{11} 個/mm²以下、さらに好ましくは 50×10^{11} 個/mm²以下）とする。

10

【0025】

加えて本発明の鋼では、15°以上の大角粒界でとらえたフェライト粒径（有効フェライト粒径）が小さくなっている。すなわち本発明の鋼のSEM組織は例えば図3に示す通りであり、また15°以上の方位差がある大角粒界は例えば図4に示す通りであり、見かけの（SEM写真による）フェライト粒径のみならず、有効フェライト粒径までもが小さくなっている。有効フェライト粒径を微細化することによって延性・脆性遷移温度を低下させることができ、室温における韌性を高めることができる〔例えば後述の図7に示すように、有効フェライト粒径が大きい実験例4（有効フェライト粒径=18.3μm；白三角印）に比べ、有効フェライト粒径を小さくしたNo.1（有効フェライト粒径=0.8μm；黒丸印）は延性・脆性遷移温度が大きく低下しており、室温における韌性が高くなっている〕。加えて有効フェライト粒径の微細化は、引張強度の向上にも寄与している。一方、フェライト粒径を小さくし過ぎると、延性・脆性遷移温度はさらに低下するものの、上部柵エネルギーが低下してくるため室温における韌性は却って低下する〔例えば後述の図7に示すように、有効フェライト粒径が小さすぎるNo.23（有効フェライト粒径=0.32μm；白四角印）は上部柵エネルギーが大きく低下している〕。

20

【0026】

なお有効フェライト粒径は、SEMに付属する方位差測定ソフトを利用してフェライト粒（見かけのフェライト粒）の方位差を測定し、15°以上の方位差がある粒界をセレクトして表示させた後、該15°以上の方位差がある粒界を基準にして切片法によって測定する。具体的には視野（60μm×60μm）の領域に対して、図5（a）に示すような縦、横5本ずつの等間隔の格子状の直線2を引く。そうすると図5（b）に示すように、15°以上の方位差がある粒界1と、直線2とが複数の箇所で見交差するため、該粒界1で区切られた直線2の長さa1、a2、a3...などを測定し、これらを平均することによって有効フェライト粒径（平均粒径）を求める。なお厳密に言えば、前記大角粒界は途中で切れている場合もあり、粒界1で区切られた直線2の長さは必ずしも粒径を表していない場合もあるが（例えば、図5（b）に示す長さa2、a3など）、本発明ではそのような場合であっても、粒界1で区切られた直線2の長さ全てを粒径と見なして平均粒径とした。有効フェライト粒径（平均粒径）は、0.5μm以上（好ましくは0.6μm以上、さらに好ましくは0.7μm以上）、2μm未満（好ましくは1.8μm以下、さらに好ましくは1.5μm以下）である。

30

40

【0027】

なおSEM写真に基づく以外は、上記と同様にして切片法によって求めることができる見かけの（実際の）平均フェライト粒径は、上記有効フェライト粒径が所定範囲内となる限り、特に限定されないが、例えば0.4μm以上2.0μm未満程度、好ましくは0.5~1.8μm程度、さらに好ましくは0.6~1.5μm程度である。

【0028】

本発明の過共析鋼は、例えば半製品（線材、棒鋼など。特にシャフト用鋼、ラック用鋼などの自動車用条鋼）の形態であってもよく、前記半製品を加工して得られる製品（例えば、シャフト、ラックなどの自動車部品）の形態であってもよい。また製品形態の場合、必要に応じて、硬化処理（例えば高周波焼入処理など）によって表面が硬化して

50

もよい。

【0029】

本発明の過共析鋼は、有効フェライト粒径が所定の範囲に制御されており、しかもセメンタイトの形態及び量も所定の範囲に制御されているため、高強度化と高靱性を極めて高いレベルで両立できる。例えば本発明の過共析鋼は、表面硬化処理を施す前の引張強度を、例えば1000MPa以上（好ましくは1100MPa以上、さらに好ましくは1200MPa以上）とすることができ、また表面硬化処理を施す前の室温でのシャルピー吸収エネルギー（JIS3号試験片、2mmUノッチによる）を、例えば120J以上（好ましくは130J以上、さらに好ましくは140J以上）とすることができる。なお引張強度及びシャルピー吸収エネルギーの上限は特に限定されないが、例えば、1500MPa程度、200J程度であってもよい。

10

【0030】

上述のようなセメンタイト+フェライト組織が制御された本発明の過共析鋼は、概略、図6に示すような方法、すなわち（1）上述の化学組成に制御された鋼（例えば熱延材）をオーステナイト+セメンタイト2相域に加熱してセメンタイトを球状化する工程（セメンタイトの球状化工程）、（2）球状化処理後、フェライト+セメンタイト領域に冷却し、オーステナイトがフェライトに変態しない間に熱間で高歪み加工してオーステナイトを微細化する工程（熱間加工工程）、（3）熱間加工後、マルテンサイト組織やベイナイト組織の形成を避けながら冷却して微細オーステナイトを微細フェライトにする工程（フェライト化工程）からなる方法を利用することによって製造でき、より具体的には、以下の

20

【0031】

すなわち（1）セメンタイトの球状化工程では、加熱温度： A_{e1} 点+30以上（好ましくは A_{e1} 点+40以上）、 A_{cm} 点-30以下（好ましくは A_{cm} 点-40以下）；保持時間：10分以上（好ましくは20分以上）、100分以下（好ましくは50分以下）の条件とする。加熱温度が低すぎたり、保持時間が短すぎると、セメンタイトの球状化が不十分となり、全セメンタイトに対する球状化セメンタイトの割合が不足し、さらには単位面積当たりの球状化セメンタイトの個数も不足する場合もある。一方、加熱温度が高すぎたり、保持時間が長すぎると、セメンタイトが粗大化して単位面積当たりの球状セメンタイトの数が不足する。

30

【0032】

（2）セメンタイトの球状化終了後は、直ちに5~30 /秒（好ましくは7~20 /秒）の速度で、 A_{e1} 点-50以下（好ましくは A_{e1} 点-60以下）、 A_{e1} 点-100以上（好ましくは A_{e1} 点-90以上）の温度まで冷却し、該温度範囲で真歪み（ $\ln A_0 / A$ ；ただし A_0 は加工前の断面積、 A は加工後の断面積）が0.5以上（好ましくは0.6以上）1以下（好ましくは0.8以下）、歪速度が2秒⁻¹以上（好ましくは3秒⁻¹以上）20秒⁻¹以下（好ましくは10秒⁻¹以下）となる条件で熱間加工を行う。なお熱間加工は1パスの圧延若しくはパス時間が1秒以内の2パス以上の連続圧延によって行う。球状化終了後の冷却速度（以下、第1の冷却速度と称する場合がある）が速すぎると、冷却終了温度を前記所定の加工温度の範囲内に制御するのが困難となり、逆に第1の冷却速度が遅すぎると、冷却途中でオーステナイトがフェライトに変態してしまうため、最終的に得られる鋼において有効フェライト粒径が大きくなり過ぎる。また熱間加工温度が高すぎる場合、熱間加工の歪量が少なすぎる場合、或いは歪速度が遅すぎる場合には有効フェライト粒径が大きくなり過ぎる。逆に熱間加工温度が低すぎる場合、熱間加工の歪量が大きすぎ場合、または歪速度が速すぎる場合には、加工設備に過度な負担をかけるだけでなく、有効フェライト粒径が小さくなり過ぎる。

40

【0033】

（3）熱間加工後は、直ちに1~20 /秒（好ましくは3~10 /秒）の速度で冷却する。熱間加工後の冷却速度（以下、第2の冷却速度と称する場合がある）が速すぎるとマルテンサイト組織やベイナイト組織が形成され、靱性が低下する。逆に第2の冷却速

50

度が遅すぎると、変態前のオーステナイトが粗大化し、有効フェライト粒径が大きくなりすぎる。

【実施例】

【0034】

以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更を加えて実施することも勿論可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に包含される。

【0035】

実験例1

150kg真空溶解炉を用いて下記表2に示す種々の化学成分の鋼を溶製した。得られた鋼を熱間で鍛造し、板状(幅30mm×厚さ20mm)の供試材を得た。この供試材を、図6に示すパターン(セメンタイトの球状化工程、熱間加工工程、フェライト化工程)で処理し、薄板に加工した。詳細な数値設定は下記表3に示した通りであり、セメンタイトの球状化工程での加熱温度は加熱炉の温度を示しており、熱間加工工程での加工温度は鋼材の表面温度を示している。また熱間加工工程では、1パスの圧延によって所定の真歪量を加えた。

【0036】

得られた圧延材の組織、及び材料特性を以下のようにして測定した。

【0037】

[セメンタイト及び見かけのフェライト粒径]

走査型電子顕微鏡(SEM;日本電子株式会社製JSM-5410)を用いて、3箇所(視野:25µm×20µm、倍率:5000倍)を測定した。測定結果を画像解析ソフト(MEDIA CYBERNETICSTM社製のImage-Pro Plus)で解析し、全セメンタイト面積に占めるアスペクト比1.5以下のセメンタイトの面積率を算出すると共に、単位面積当たりのアスペクト比1.5以下のセメンタイトの個数を算出した。またSEM写真を用い、切片法によって平均フェライト粒径(見かけのフェライト粒径)を算出した。

【0038】

[有効フェライト粒径]

走査型電子顕微鏡(日本電子株式会社製JSM-5410)に付属する方位差測定ソフト(TSL社製のOIMTM)を用いて、3箇所(視野:60µm×60µm、倍率:1500倍)でのフェライト粒(見かけのフェライト粒)の方位差を測定し、15°以上の方位差がある粒界をセレクトして表示させた。この表示結果を用い、切片法によって有効フェライト粒径を算出した。

【0039】

[引張強さ]

圧延材をJIS4号試験片に加工した後、JIS Z 2241に準拠して引張強さを測定した。

【0040】

[シャルピー吸収エネルギー]

圧延材をJIS3号試験片(2mmUノッチ)に加工した後、JIS Z 2242に準拠して室温でのシャルピー吸収エネルギーを測定した。

【0041】

[表面硬さ]

圧延材を高周波焼入れ(周波数:7.4kHz、出力:50kW、加熱時間:7.5秒)した。焼入れ表面のピッカース硬さを、JIS Z 2244(荷重:50kgf)に準拠して測定した。

【0042】

結果を表4に示す。

10

20

30

40

50

【 0 0 4 3 】

【 表 2 】

表2

鋼種	C	Si	Mn	Cr	その他	A _{cm}	A _{e1}
A	1.04	0.24	0.34	1.45	—	886	735
B	0.98	0.18	1.18	0.28	—	829	712
C	0.98	0.22	0.42	0.23	—	827	725
D	1.00	0.20	0.35	0.19	Ni:0.43	828	714
E	0.98	0.25	0.40	0.23	Cu:0.39	830	718
F	0.98	0.19	0.43	0.18	Mo:0.17	829	726
G	1.00	0.22	0.38	0.20	V:0.15	828	727
H	0.99	0.18	0.38	0.21	Nb:0.02	827	726
I	1.00	0.20	0.45	0.18	Ti:0.03	827	727
J	1.02	0.24	0.35	0.24	Al:0.08	828	728

※成分について:単位は質量%、残部はFe及び不可避不純物

※A_{cm}, A_{e1}について:単位は°C

【 0 0 4 4 】

10

20

【表3】

No.	鋼種	加熱温度 (°C)		保持時間 (分)	第1 冷却 速度 (°C/秒)	加工温度 (°C)		真歪量	歪速度 (秒 ⁻¹)	第2 冷却 速度 (°C/秒)
1	A	780	(=A _{e1} +45 °C, A _{cm} -106 °C)	30	10	650	(=A _{e1} -85 °C)	0.69	5	5
2	B	780	(=A _{e1} +68 °C, A _{cm} -49 °C)	30	10	650	(=A _{e1} -62 °C)	0.69	5	5
3	C	780	(=A _{e1} +55 °C, A _{cm} -47 °C)	30	10	650	(=A _{e1} -75 °C)	0.69	5	5
4	D	780	(=A _{e1} +66 °C, A _{cm} -48 °C)	30	10	650	(=A _{e1} -64 °C)	0.69	5	5
5	E	780	(=A _{e1} +62 °C, A _{cm} -50 °C)	30	10	650	(=A _{e1} -68 °C)	0.69	5	5
6	F	780	(=A _{e1} +54 °C, A _{cm} -49 °C)	30	10	650	(=A _{e1} -76 °C)	0.69	5	5
7	G	780	(=A _{e1} +53 °C, A _{cm} -48 °C)	30	10	650	(=A _{e1} -77 °C)	0.69	5	5
8	H	780	(=A _{e1} +54 °C, A _{cm} -47 °C)	30	10	650	(=A _{e1} -76 °C)	0.69	5	5
9	I	780	(=A _{e1} +53 °C, A _{cm} -47 °C)	30	10	650	(=A _{e1} -77 °C)	0.69	5	5
10	J	780	(=A _{e1} +52 °C, A _{cm} -48 °C)	30	10	650	(=A _{e1} -78 °C)	0.69	5	5

表3

【0045】

10

20

30

40

【表4】

表4

No.	鋼種	球状 θ (個数比%)	球状 θ ($\times 10^{11}$ 個 /mm ²)	有効 α 粒径 A (μ m)	見かけ α 粒径 B (μ m)	引張 強度 (MPa)	吸収 エネルギー (J)	硬化処理後 表面硬さ (Hv)
1	A	100	21	0.8	0.8	1151	143	873
2	B	100	17	0.9	0.9	1263	151	872
3	C	100	21	0.8	0.8	1205	143	875
4	D	100	21	0.8	0.8	1205	161	875
5	E	100	18	0.8	0.8	1193	158	856
6	F	100	35	1.0	1.0	1221	125	869
7	G	100	21	0.8	0.8	1206	132	871
8	H	100	23	1.2	1.0	1178	155	867
9	I	100	25	0.8	0.7	1211	143	883
10	J	100	30	0.8	0.8	1189	124	872

※ θ :セメントイト、 α :フェライト

【0046】

表2～4から明らかのように、これらの例では適切な成分組成の鋼を適切な条件で処理しているため、有効フェライト粒径、並びにセメントイトの形態及び量が適切となっていた。このような鋼は、高強度化と高靱性化を極めて高いレベルで両立できていた。また表面硬さにも優れていた。

【0047】

実験例2

上記表2に示した鋼種Aを用い、下記表5に示す種々の条件で処理し、得られた圧延材の組織、及び材料特性を実験例1と同様にして調べた。結果を表6に示す。

【0048】

10

20

30

【表5】

No.	鋼種	加熱溫度 (°C)		保持時間 (分)	第1 冷卻 速度 (°C/秒)	加工溫度 (°C)		真歪量	歪速度 (秒 ⁻¹)	第2 冷卻 速度 (°C/秒)
		(=A _{e1} +)	(=A _{cm} -)							
11	A	750	15 °C, A _{cm} - 136 °C)	30	10	650	(=A _{e1} - 85 °C)	0.69	5	5
12		780	45 °C, A _{cm} - 106 °C)	3	10	650	(=A _{e1} - 85 °C)	0.69	5	5
13		880	145 °C, A _{cm} - 6 °C)	30	10	650	(=A _{e1} - 85 °C)	0.69	5	5
14		780	45 °C, A _{cm} - 106 °C)	300	10	650	(=A _{e1} - 85 °C)	0.69	5	5
15		780	45 °C, A _{cm} - 106 °C)	30	0.2	650	(=A _{e1} - 85 °C)	0.69	5	5
16		780	45 °C, A _{cm} - 106 °C)	30	10	750	(=A _{e1} + 15 °C)	0.69	5	5
17		780	45 °C, A _{cm} - 106 °C)	30	10	650	(=A _{e1} - 85 °C)	0.11	5	5
18		780	45 °C, A _{cm} - 106 °C)	30	10	650	(=A _{e1} - 85 °C)	0.69	5	0.1
19		780	45 °C, A _{cm} - 106 °C)	30	10	650	(=A _{e1} - 85 °C)	0.69	5	50超 (水冷)
20		780	45 °C, A _{cm} - 106 °C)	30	10	650	(=A _{e1} - 85 °C)	0.69	0.1	5
21		780	45 °C, A _{cm} - 106 °C)	30	10	650	(=A _{e1} - 85 °C)	0.69	50	5
22		780	45 °C, A _{cm} - 106 °C)	30	10	650	(=A _{e1} - 85 °C)	1.39	5	5
23		780	45 °C, A _{cm} - 106 °C)	30	10	550	(=A _{e1} - 185 °C)	0.69	5	5

【表 6】

表6

No.	鋼種	球状 θ (個数比%)	球状 θ ($\times 10^{11}$ 個 /mm ²)	有効 α 粒径 A (μ m)	見かけ α 粒径 B (μ m)	引張 強度 (MPa)	吸収 エネルギー (J)	硬化処理後 表面硬さ (Hv)
11	A	5	0.52	1.2	1.1	1435	17	880
12		30	6.0	1.3	1.0	1251	70	870
13		95	0.34	1.1	1.1	886	129	867
14		100	0.89	1.3	1.3	855	183	884
15		100	5.3	12	12	1053	34	871
16		100	25	9.5	9.5	870	45	876
17		95	17	11	10.4	855	39	870
18		100	21	4.1	3.9	1030	87	883
19		100	23	M ^{※1}	M ^{※1}	2137	7	875
20		100	36	8.6	7.5	1069	58	870
21		100	29	0.23	0.23	1373	66	865
22		100	40	0.27	0.27	1355	59	876
23		100	7.1	0.32	0.32	1351	68	912

※1: マルテンサイトが形成

※ θ : セメントタイト、 α : フェライト

【0050】

No. 11 の例では加熱温度が低すぎるために、また No. 12 の例では加熱保持温度が短すぎるために、いずれもセメントタイトの球状化が不十分となり、靱性が不十分であった。No. 13 の例では加熱温度が高すぎるために、また No. 14 の例では加熱保持時間が長すぎるために、いずれもセメントタイトが粗大化し、強度不足となった。No. 15 の例では第1冷却速度が遅すぎるため、No. 16 の例では加工温度が高すぎるため、No. 17 の例では加工量不足のため、No. 18 の例では第2冷却速度が遅すぎるため、いずれも有効フェライト粒径が大きくなりすぎ、靱性が低下した。また強度不足となったものもあった (No. 16, 17)。No. 19 の例では、第2冷却速度が速すぎるためにマルテンサイト化し、靱性が著しく低下した。No. 20 の例では歪速度が遅すぎるために、有効フェライト粒径が大きくなりすぎ、靱性が低下した。No. 21 の例では歪速度が速すぎるため、No. 22 の例では加工し過ぎているため、No. 23 の例では加工温度が低すぎるため、いずれも有効フェライト粒径が小さくなり過ぎ、靱性が低下した。これらのことから明らかなように、適切な方法によらなければ、有効フェライト粒径、並びにセメントタイトの形態及び量の全てを適切にすることができない。そのため強度 - 靱性バランスが崩れることとなる。

【0051】

実験例 3

下記表 7 に示す種々の鋼種を用い、実験例 1 と同様に適切な条件で処理し (詳細は下記表 8 参照)、得られた圧延材の組織、及び材料特性を実験例 1 と同様にして調べた。結果を表 9 に示す。

10

20

30

40

50

【 0 0 5 2 】

【 表 7 】

表7

No.	鋼種	C	Si	Mn	Cr	その他	A _{cm}	A _{e1}
24	K	0.78	0.26	0.33	1.45	—	823	737
25	L	1.01	1.53	0.37	0.32	—	852	744
26	M	1.00	0.24	2.46	0.23	—	831	690
27	N	1.00	0.20	0.40	3.21	—	936	745
28	O	1.52	0.28	0.35	1.52	—	1030	733

※成分について:単位は質量%、残部はFe及び不可避不純物

※A_{cm}, A_{e1}について:単位は°C

【 0 0 5 3 】

【表 8】

表 8

No.	鋼種	加熱温度 (°C)		保持時間 (分)	第1 冷却 速度 (°C/秒)	加工温度 (°C)		真歪量	歪速度 (秒 ⁻¹)	第2 冷却 速度 (°C/秒)
24	K	780	(=A _{e1} + 43 °C, A _{cm} - 43 °C)	30	10	650	(=A _{e1} - 87 °C)	0.69	5	5
25	L	780	(=A _{e1} + 36 °C, A _{cm} - 72 °C)	30	10	650	(=A _{e1} - 94 °C)	0.69	5	5
26	M	780	(=A _{e1} + 90 °C, A _{cm} - 51 °C)	30	10	650	(=A _{e1} - 40 °C)	0.69	5	5
27	N	780	(=A _{e1} + 35 °C, A _{cm} - 156 °C)	30	10	650	(=A _{e1} - 95 °C)	0.69	5	5
28	O	780	(=A _{e1} + 47 °C, A _{cm} - 250 °C)	30	10	650	(=A _{e1} - 83 °C)	0.69	5	5

【表 9】

表9

No.	鋼種	球状 θ (個数比%)	球状 θ ($\times 10^{11}$ 個 /mm ²)	有効 α 粒径 A (μ m)	見かけ α 粒径 B (μ m)	引張 強度 (MPa)	吸収 エネルギー (J)	硬化処理後 表面硬さ (Hv)
24	K	100	0.53	1.2	1.2	783	164	865
25	L	100	42	1.1	1.0	1375	52	885
26	M	100	20	0.8	0.8	1324	48	880
27	N	100	25	1.1	1.1	1412	34	864
28	O	100	230	0.6	0.6	1454	23	943

※ θ :セメントイト、 α :フェライト

【0055】

No. 24の例ではC量が少なすぎるため、球状セメントイトの数が不足し、強度不足となった。No. 25~27の例では、Si量、Mn量、又はCr量が多すぎるため、靱性が低下した。No. 28の例ではC量が多すぎ、セメントイト数が多くなり過ぎて、強度が強くなりすぎ、靱性が低下した。これらの結果から明らかのように、成分組成を適切にしなければ、強度-靱性バランスが崩れることとなる。

【0056】

実験例 4

前記表 2 に示した鋼種 A を用い、温度 1200 に加熱した後、圧延（仕上圧延終了温度：1000）した。次いで冷間圧延（圧下率：50%）した後、温度 650、加熱時間 1 時間の条件で焼戻した。

【0057】

実験例 5

中炭素鋼（C：0.42%、Si：0.18%、Mn：0.78%、Cr：0.18%、残部 Fe 及び不可避不純物）を焼入れ焼戻した。

【0058】

実験例 6

低炭素鋼（C：0.18%、Si：0.24%、Mn：2.32%、Cr：1.12%、Ni：1.03%、Mo：0.32%、残部 Fe 及び不可避不純物）を温度 1200 に加熱し、圧延（仕上げ圧延終了温度：1000）した後、風冷した。

【0059】

実験例 4~6 によって得られた鋼材の組織、及び材料特性を実験例 1 と同様にして調べた。結果を表 10 に示す。

【0060】

10

20

30

40

【表 10】

表10

	球状 θ (個数比%)	球状 θ ($\times 10^{11}$ 個 /mm ²)	有効 α 粒径 A (μ m)	見かけ α 粒径 B (μ m)	引張 強度 (MPa)	吸収 エネルギー (J)	硬化処理後 表面硬さ (Hv)
実験例4	100	6	18.3	1.2	1056	57	860
実験例5	焼戻しマルテンサイト組織				822	143	631
実験例6	フェライト+ベイナイト組織				1054	126	384

10

【0061】

表10から明らかなように、有効フェライト粒径が大きすぎると、たとえ見かけのフェライト粒径が小さくても靱性は不十分である(実験例4)。また中炭素鋼の焼入れ焼戻し材(実験例5)は、強度不足である。またフェライト+ベイナイト組織の低炭素鋼(実験例6)は、表面硬さに劣る。

【0062】

実験例7

実験例1のNo.1、実験例2のNo.23、及び実験例4で得られた鋼材について、測定温度を代えてシャルピー吸収エネルギーを調べた。結果を図7に示す。

20

【0063】

図7から明らかなように有効フェライト粒径が大きき場合(実験例4;白三角印)に比べて有効フェライト粒径を小さくすると(実験例1のNo.1;黒丸印)、延性-脆性遷移温度が低下する結果、室温での靱性が向上する。しかし有効フェライト粒径を小さくし過ぎると(実験例2のNo.23)、上部棚エネルギーが低下する結果、室温での靱性は低下してしまう。

【図面の簡単な説明】

【0064】

【図1】図1は、従来の、球状セメンタイト+微細フェライト組織の過共析鋼の走査型電子顕微鏡写真である。

30

【図2】図2は、従来の、球状セメンタイト+微細フェライト組織の過共析鋼の大角粒界(15°以上)を示す図である。

【図3】図3は、本発明の、球状セメンタイト+微細フェライト組織の過共析鋼の一例の走査型電子顕微鏡写真である。

【図4】図4は、本発明の、球状セメンタイト+微細フェライト組織の過共析鋼の一例の大角粒界(15°以上)を示す図である。

【図5(a)】図5(a)は、有効フェライト粒径を切片法によって測定方法するに際して、直線の引き方を説明するための模式図である。

【図5(b)】図5(b)は、有効フェライト粒径を切片法によって測定方法するに際して、個々の粒径の求め方を説明するための模式図である。

40

【図6】図6は本発明の鋼の製造方法を説明するための概念図である。

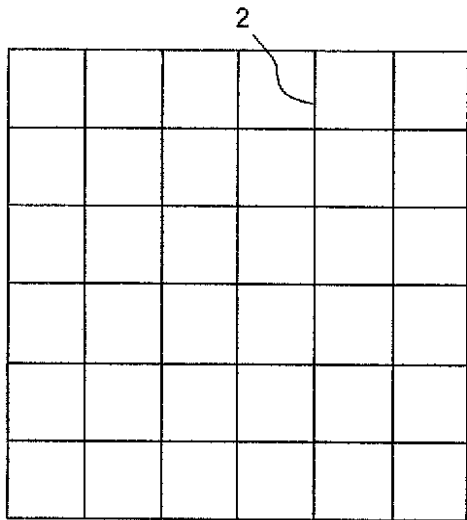
【図7】図7は実験例で得られた有効フェライト粒径の異なる種々の鋼材に関して、シャルピー吸収エネルギーと測定温度の関係を示すグラフである。

【符号の説明】

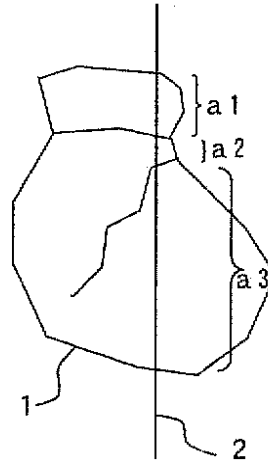
【0065】

- 1 方位差15°以上の粒界
- 2 直線

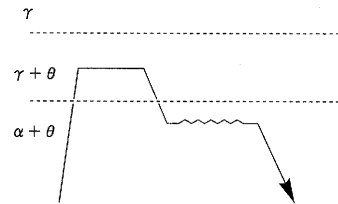
【 図 5 (a) 】



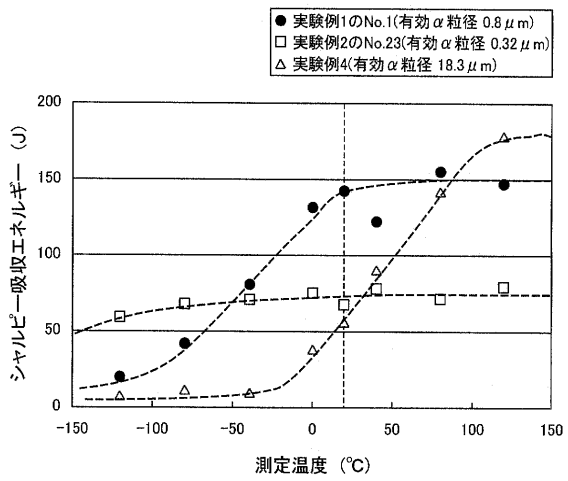
【 図 5 (b) 】



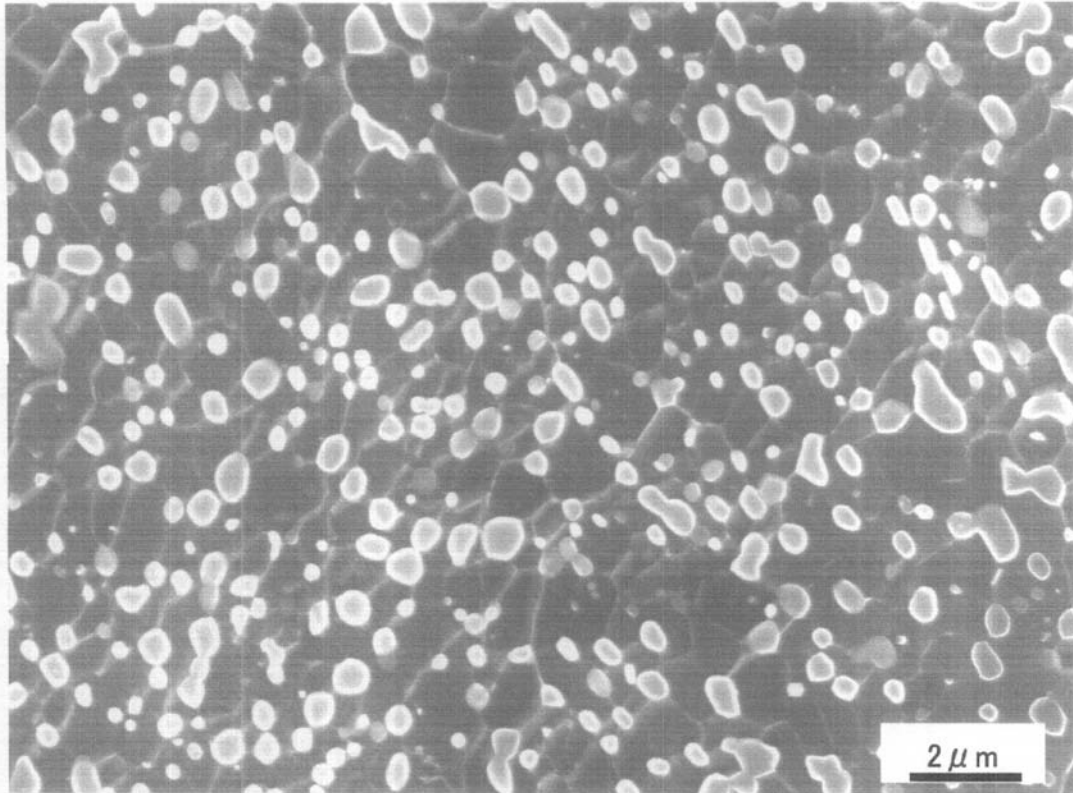
【 図 6 】



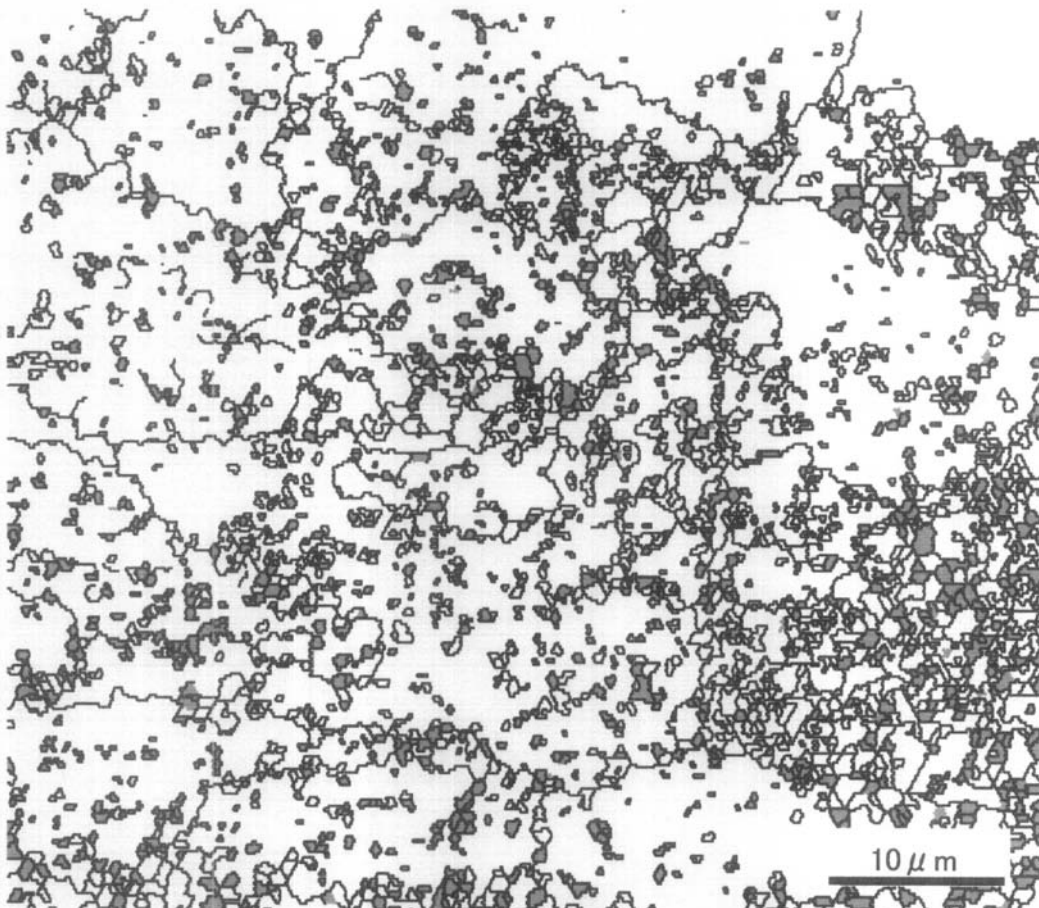
【 図 7 】



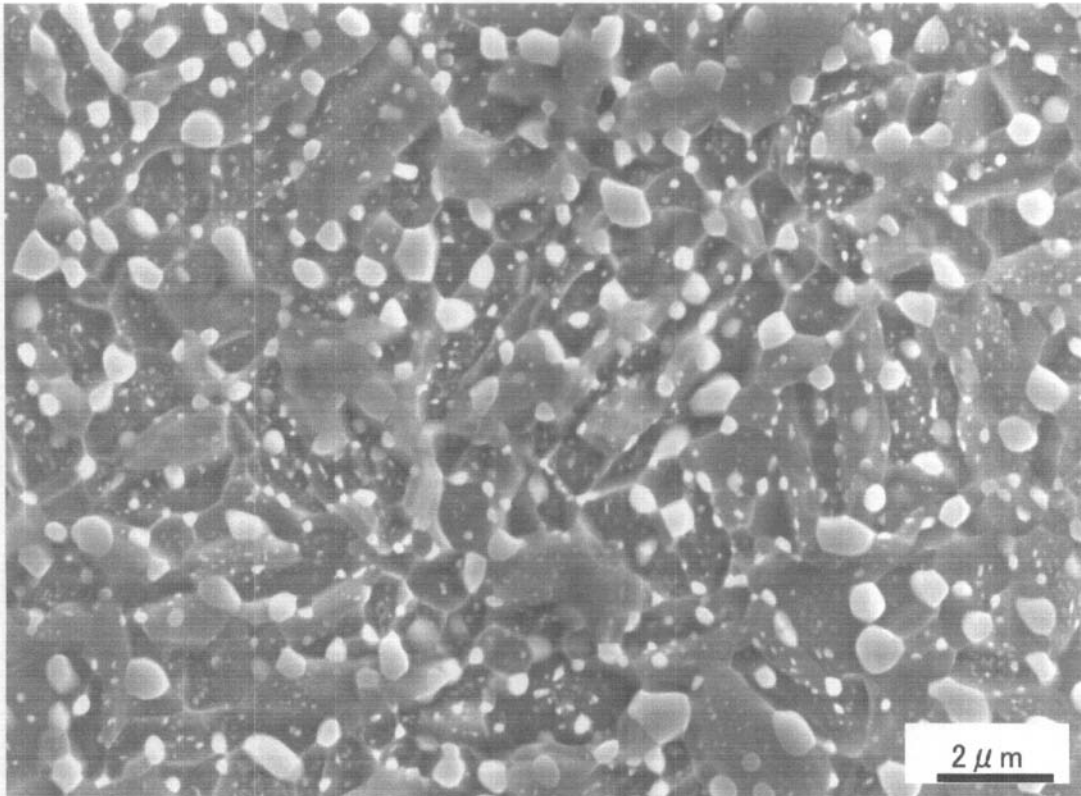
【 図 1 】



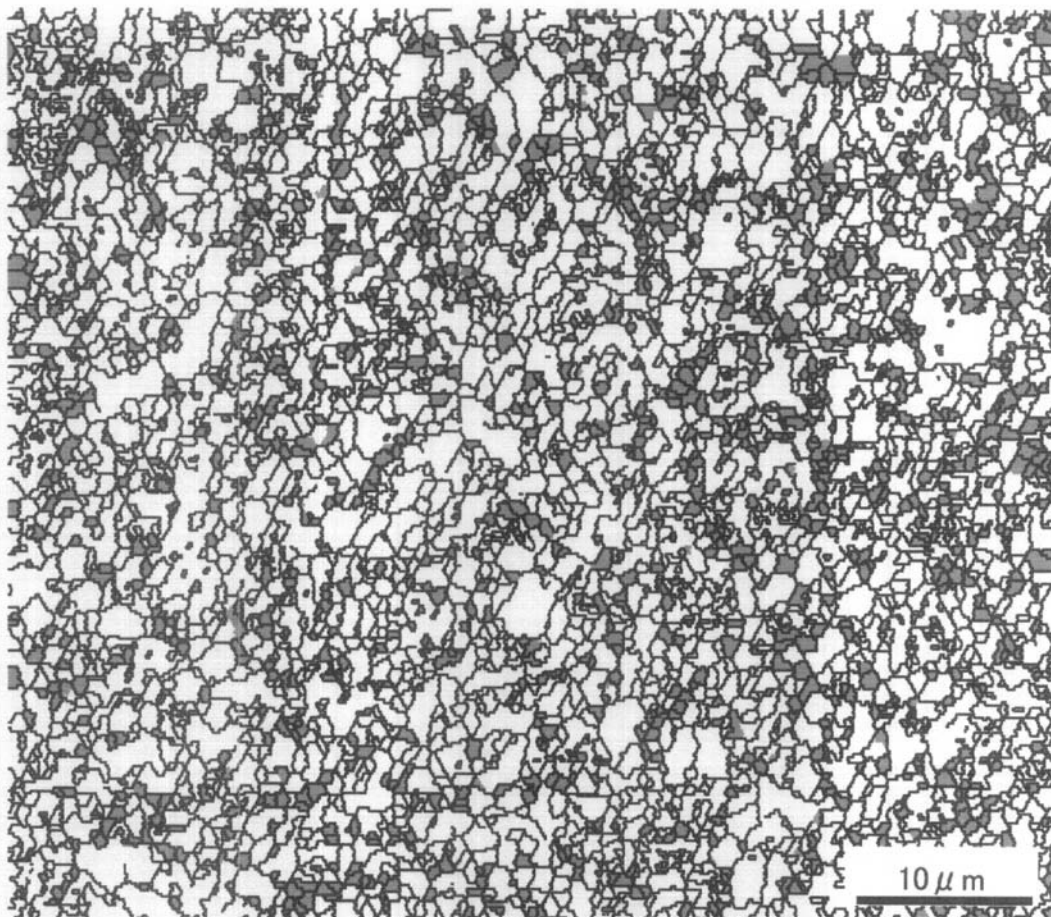
【 図 2 】



【 図 3 】



【 図 4 】



フロントページの続き

(72)発明者 長尾 護

神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所 神戸総合技術研究所内

(72)発明者 家口 浩

神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所 神戸総合技術研究所内

審査官 河野 一夫

(56)参考文献 特開平10-183296(JP,A)

特開昭61-279620(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 1/00 - 49/14

C21D 8/00